RISSAUSBREITUNG IN GUSSEISEN

Doktorarbeit

zur Erlangung des Grades Doktor-Ingenieur
der Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von

Ludwig Grüter

aus Gelsenkirchen

1976

Bochum 1975

RISSAUSBREITUNG IN GUSSEISEN

Doktorarbeit

zur Erlangung des Grades Doktor-Ingenieur
der Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von

Ludwig Grüter

aus Gelsenkirchen

Bochum 1975

UNIV.
LEIDEN
BIBL.

Doktorarbeit eingereicht am : 8.12.75

Tag der mündlichen Prüfung : 27.1.76

Referent : Prof.Dr.-Ing. E. Hornbogen

Korreferent : Prof.Dr.rer.nat. G. Lütjering

0. INHALTSVERZEICHNIS

		Seite
1.	LISTE DER VERWENDETEN SYMBOLE	1
2.	EINFÜHRUNG	3
3.	ERMÜDUNG UND ERMÜDUNGSRISSWACHSTUM	4
4.	PROBLEMSTELLUNG	8
5.	GUSSEISEN UND SEINE MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN	9
5.1.	Erstarrung	9
5.2.	Struktur und mechanische Eigenschaften	10
6.	VERSUCHSPROGRAMM	13
6.1.	Mechanische Versuche	13
6.1.1.	Zyklische Zug- und Biegeversuche	13
6.1.2.	Ermüdungsversuche	14
6.1.3.	Bruchzähigkeitsversuche an "lamellarem" Gußeisen	24
6.2.	Versuchsdurchführung und Untersuchungsmethoden	28
6.3.	Meßergebnisse	35
7.	DISKUSSION	48
7.1.	Mechanische Versuche	48
7.1.1.	Zyklische Zug- und Biegeversuche	48
7.1.2.	Ermüdungsversuche	53
7.1.3.	Bruchzähigkeitsversuche	60
7.2.	Mikroskopische Untersuchungen	63
7.2.1.	Änderung des Bruchverhaltens bei Änderung der Spannungsintensitätsamplitude	63
7.2.2.	Rißbildung und Rißwachstum	68
7.2.3.	Plastische Verformung	73
8.	FOLGERUNGEN UND AUSBLICK	81
9.	ZUSAMMENFASSUNG	83
10.	LITERATURVERZEICHNIS	85

1. LISTE DER VERWENDETEN SYMBOLE

a	Rißlänge
A	Fläche
BT	Biegeversuch
B	Probendicke (DCB-Probe)
C	Nachgiebigkeit
C_i	Konstante
d	Stabdurchmesser beim Biegeversuch
D	Konstante
DCB	Double-Cantilever-Beam-Probe
DMS	Dehnungsmeßstreifen
E	Elastizitätsmodul
E_o	Elastizitätsmodul im Ursprung
E_{oz}	Zyklischer Elastizitätsmodul im Ursprung
f	Durchbiegung des Biegebalkens
f_G	Graphitanteil in Volumen-%
F	Kraft
F_{max}	Maximale Kraft
F_Q	Kritische Kraft bei Einsetzen plastischer Verformung
GG	Gußeisen mit "lamellarem" Graphit
GGG	Gußeisen mit Kugelgraphit
GS	Stahlguß
GT	Temperguß
GTS	Schwarzer Temperguß
GTS-G	Schwarzer Temperguß mit Kugelgraphit
GV	Gußeisen mit vermikularem Graphit
h_B	Brinell-Härte
h_{Vm}	Mikro-Härte nach Vickers
H	Geometriegröße der DCB-Probe
I	Trägheitsmoment
K	Spannungsintensitätsfaktor
K_I	Spannungsintensitätsfaktor für Bruchmodus I
K_{Ic}	Bruchzähigkeit = kritische Spannungsintensität für Bruchmodus I bei ebener Dehnung
K_c	Kritischer Spannungsintensitätsfaktor
K_{max}	Maximale Spannungsintensität

K_{min}	Minimale Spannungsintensität
l	Stützweite beim Biegeversuch
LW	Lastwechsel
M	Biegemoment
n	Konstante, die sich aus den experimentellen Bedingungen ergibt
N	Zahl der Lastwechsel
r	Radius einer Graphitkugel
r_x^c, r_y^c	Radius der plastisch verformten Zone unter zyklischen Bedingungen in x- und in y-Richtung
S_c	Sättigungsgrad
t	Zeit
TT	Zugversuch
W	Geometriegröße der DCB-Probe
W	Widerstandsmoment
$\bar{x}$	Mittlerer Abstand zweier Graphitkugeln

δ	Rißaufweitung an der Lastlinie
δ_t	Öffnung an der Rißspitze
$\Delta a/\Delta N$	Wachstumsgeschwindigkeit eines Ermüdungsrisses = Rißfortschritt pro Lastwechsel
ΔK	Amplitude der Spannungsintensität = $K_{max} - K_{min}$
ΔK_o	Unterer Grenzwert von ΔK bei Ermüdungsrißwachstum
Δt	Zeitintervall
ε	Dehnung
ε_B	Bruchdehnung
ϱ	Radius an der Rißspitze
σ	Nominalspannung
σ_B	Zugfestigkeit
σ_E	Ermüdungsfestigkeit glatter Proben
σ_{EK}	Ermüdungsfestigkeit gekerbter Proben
σ_{max}	Maximale Spannung
σ_S	Streckgrenze
σ_S^c	Zyklische Streckgrenze

2. EINFÜHRUNG

Das Versagen eines Konstruktionsteiles tritt meistens durch Anrißbildung oder vollständigen Bruch ein. Oft gehen die Risse von Werkstoffehlern aus, die vor allem bei der Herstellung und im Betrieb entstehen können. Typische Beispiele sind Kristallbaufehler, Risse, Poren und Lunker. Um die Sicherheit einer Konstruktion gewährleisten zu können, muß man vermeiden, daß Fehler im Betrieb bis zur kritischen Größe anwachsen, bei der schlagartiges Versagen einsetzt. Aussagen auf der Basis herkömmlicher Festigkeitsprüfungen sind in diesem Bereich nur noch begrenzt zulässig.

Der Wunsch nach einem effektiveren Werkstoffeinsatz bedeutet, quantitativ die Bedingungen festzulegen, unter denen das Versagen in Gegenwart eines Defektes eintreten würde. Unter bestimmten Bedingungen kann die Analyse linear-elastischer Bruchmechanik diese Aufgabe erfüllen.

In den letzten zwei Jahrzehnten wurden die Geschwindigkeiten der Rißausbreitung und insbesondere des Ermüdungsrißwachstums für viele Legierungen gemessen. Die Anwendung des Bruchmechanik-Konzeptes [1)2)] führte zu dem Ergebnis, daß die Spannungsintensität an der Rißspitze, K, die Rißausbreitung bestimmt. Die größte technische Bedeutung hat ein Riß, dessen Flanken unter Zugbeanspruchung stehen (Index I). Die vollständige Beschreibung von Spannungen, Dehnungen und Verschiebungen erfordert drei skalare K-Faktoren, die aus der angelegten Last und der Geometrie in Abhängigkeit von der Rißlänge ermittelt werden [2)-9)].

3. ERMÜDUNG UND ERMÜDUNGSRISSWACHSTUM

Die Hauptursachen für unterkritisches Rißwachstum sind zyklische Spannungen, Einflüsse aggressiver Umgebung und Kriechen. Der herkömmliche Weg für Ermüdungsbedingungen besteht darin, die maximale Amplitude alternierender Spannung gegen die Zahl der Lastwechsel bis zum Versagen aufzutragen (Wöhler-Kurve). In Bild 1

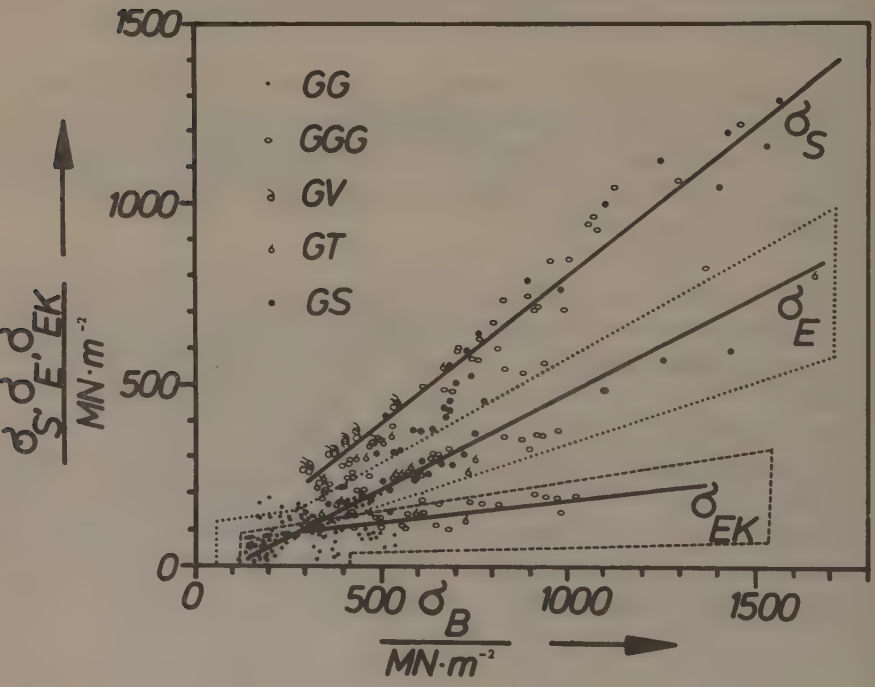


Bild 1: Streckgrenze σ_S, Ermüdungsfestigkeit glatter Proben σ_E und Ermüdungsfestigkeit gekerbter Proben σ_{EK} in Gußwerkstoffen auf Eisenbasis (Ordinate) aufgetragen über der Zugfestigkeit σ_B als Vergleichswert für die Werkstofffestigkeit (Abszisse)

sind die Ergebnisse für eine Reihe solcher Ermüdungsversuche an Gußwerkstoffen auf Eisenbasis zusammengefaßt worden [10)-31)]. Über der Zugfestigkeit als Vergleichswert für die Werkstoffestigkeit wurden die Streckgrenze (soweit vorhanden), die Ermüdungsfestigkeit glatter Proben und gekerbter Proben aufgetragen. Die Daten stammen aus Versuchen an Gußeisen mit "Lamellen"graphit, Kugelgraphit, vermikularem Graphit, Temperguß und Stahlguß. Die Ermüdungsfestigkeit glatter Proben steigt ebenso wie die Streckgrenze proportional zur Werkstoffestigkeit an. Im Gegensatz dazu ist die Ermüdungsfestigkeit gekerbter Proben nahezu unabhängig davon. Bei Werkstoffen kleiner Festigkeit ist sie ungefähr gleich hoch in gekerbten wie in ungekerbten Proben; dies ist ein Zeichen dafür, daß das Ermüdungsverhalten nicht allein durch Festigkeitseigenschaften erklärt werden kann. Vielmehr wird die Rißausbreitung stark durch die lokalen Bedingungen an der Rißspitze gekennzeichnet. Insbesondere in Gußeisen ist sie zusätzlich zur plastischen Verformung in der Grundmasse durch die Wechselwirkung zwischen Rißspitze und Graphit geprägt.

Der Zusammenhang zwischen der Wachstumsgeschwindigkeit von Ermüdungsrissen und der Amplitude der Spannungsintensität $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ ist in Bild 2 schematisch dargestellt. Wenn ΔK den kritischen Wert K_c bzw. K_{Ic} erreicht, wird ein vorhandener Riß mit sehr großer Geschwindigkeit wachsen. Geschieht dies nicht, wird derselbe Riß nur dann wachsen, wenn die Spannung wiederholt angelegt wird. Der Bereich 1 wird als sicherer Bereich bezeichnet; hier ist ΔK zu klein, als daß vorhandene Risse schnell wachsen können. Im Bereich 2 ist das Rißwachstum langsam und kontrollierbar, wenn ΔK nahe beim unteren Grenzwert ΔK_o liegt. Es geht umso mehr in schnelle und unkontrollierbare Rißausbreitung über, je näher ΔK beim oberen Grenzwert K_c bzw. K_{Ic} liegt. Im mittleren Teil dieses Bereiches läßt sich der Kurvenverlauf durch folgende Gleichung nach Paris [32)] angenähert beschreiben:

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = D \cdot (\Delta K)^n \qquad (1)$$

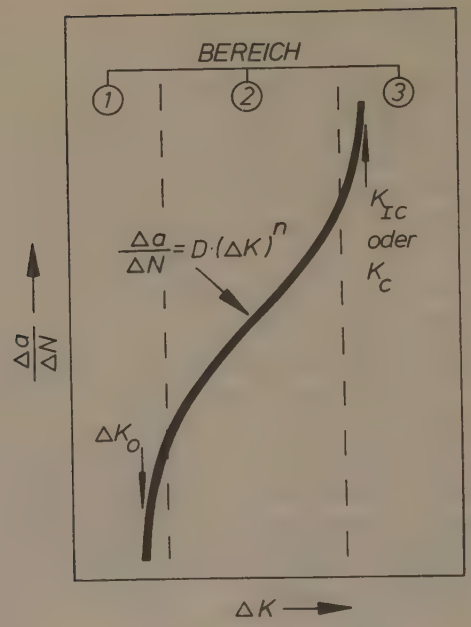


Bild 2: Qualitative Darstellung des Zusammenhanges zwischen der Wachstumsgeschwindigkeit von Ermüdungsrissen $\Delta a/\Delta N$ und der Amplitude der Spannungsintensität ΔK an der Rißspitze

Der Bereich 3 ist oft die Folge von Ermüdungsrissen, die zur kritischen Länge angewachsen sind. Der erste empirische Ansatz von Paris [32] wurde später für diesen Bereich wie auch für den Bereich 1 modifiziert, McEvily [33], Speidel [34], Foreman [35] und Nordberg [36]. Diese halb-empirischen Gesetze berücksichtigen meistens auch Versuchsvariable, die das Ermüdungsrißwachstum beeinflussen können. Die wichtigsten Versuchsvariablen sind:

1. Die Mittellast
2. Die Frequenz
3. Der Spannungszustand

Die Wirkung der Mittellast wird von der Struktur und den mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes festgelegt und durch $R = K_{min}/K_{max}$ beschrieben. Im allgemeinen bleibt für $R \leq 0{,}1$ der Einfluß dieses Faktors auf das Ermüdungsrißwachstum unmeßbar klein. Darüber hinaus wird mit wachsendem R die Beschleunigung immer stärker [35)37)-41)]. Es sind auch Fälle bekannt, in denen nur ein kleiner Einfluß von R [42)43)] oder keine Beschleunigung [44)] gemessen wurden.

Die Frequenz geht über die Dehnungsgeschwindigkeit und den Umgebungseinfluß in die Meßergebnisse ein. Der erste Faktor spielt bei den normalerweise benutzten Frequenzen keine Rolle [45)]. Der Umgebungseinfluß äußert sich in rein zeitabhängigem Rißwachstum [34)].

Der Spannungszustand an der Rißspitze wird in erster Linie durch die Probendicke festgelegt. Er beschleunigt das Rißwachstum bei Annäherung an K_c bzw. K_{Ic} [36)46)47)]. Im unteren Teil des Bereiches 2 und im Bereich 1 ist die Rißgeschwindigkeit unabhängig davon [48)49

4. PROBLEMSTELLUNG

Gußeisen ist der wichtigste Gußwerkstoff. Anlaß zu dieser Arbeit war, daß in gußeisernen Gehäusen Fehler infolge schwingender Belastung im Betrieb wachsen und zum Versagen führen können. Während für sehr viele Legierungen Ergebnisse bruchmechanischer Versuche vorliegen, sind bei Gußeisen nur einige Bruchzähigkeitsmessungen bekannt; Glover-Pollard[50)-52)], Lazaridis und Mitarbeiter[53)54)], Ericsson-Eriksson[55)56)], Östensson[57)58)], Jolley-Holdsworth[59)] und Diesburg-Borik[60)].

Die Schlußfolgerung aus den vorliegenden Arbeiten ist, daß die Rißausbreitung in Gußeisen sehr stark durch die Graphitmorphologie modifiziert wird, insbesondere dadurch, daß der Riß in der Nähe der Graphitpartikel in seiner Geschwindigkeit und seinem Verlauf beeinflußt werden kann.

Die Aufgabenstellung dieser Arbeit ist die Bestimmung und das Verständnis bruchmechanischer Daten für Gußwerkstoffe auf Eisenbasis. Dazu gehören:

- o Prüfungen auf linear-elastisches Verhalten unter statischen und dynamischen Bedingungen
- o Kontrolle, ob die linear-elastische Bruchmechanik-Analyse auf Gußeisen angewendet werden darf
- o Quantitative Bestimmung mechanischer, das Ermüdungsrißwachstum beeinflussender Größen
- o Quantitative Bestimmung des Ermüdungsrißwachstums und der kritischen Spannungsintensität K_c bzw. der Bruchzähigkeit K_{Ic}
- o Untersuchung bruchmechanischer Gesetzmäßigkeiten wie des Zusammenhanges zwischen K_c und der Probendicke B (K_c=f(B)?) und der Unabhängigkeit des K_{Ic}-Wertes von der Rißlänge a (K_{Ic} = f(a)?)
- o Festlegung der Kriterien für unterschiedliches Verhalten in den Gußeisengruppen und -sorten
- o Charakterisierung des Verhaltens von Ermüdungsrissen für Gußwerkstoffe auf Eisenbasis

5. GUSSEISEN UND SEINE MECHANISCHEN EIGENSCHAFTEN

Gußeisen ist eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung, die andere Elemente wie Silizium, Mangan, Schwefel und Phosphor enthält, welche die Struktur der reinen Fe-C-Legierung beträchtlich beeinflussen[61)62)]. Der Kohlenstoffanteil ist höher als in Stahl; er liegt zwischen 1,7 und 6,7%, bei den üblichen Sorten zwischen 2 und 4%. Da der γ-Mischkristall maximal nur 2,07% Kohlenstoff zu lösen vermag, scheidet sich der restliche Kohlenstoff als Graphit bei der Erstarrung aus. Abkühlungsbedingungen und chemische Zusammensetzung legen die Struktur des Gußeisens fest. Der als "Primärstruktur"[63)] bezeichnete Graphit ist nach der Erstarrung fest gegeben und bestimmt die Charakteristik des mechanischen Verhaltens. Seine Variablen sind: Form, Größe, Verteilung, Orientierung und Volumenanteil. Im Gegensatz dazu ist es möglich, die Matrix - sogenannte "Sekundärstruktur"[63)] - auch nach der Erstarrung über Wärmebehandlungen zu verändern.

5.1. Erstarrung

Die Ausbildung von Matrix und Graphit kann durch die Erfassung der

- o Unterkühlung der Schmelze vor Erstarrungsbeginn
- o Zahl der Zellzentren
- o Abkühlungsgeschwindigkeit der erstarrenden Schmelze
- o Wachstumsgeschwindigkeit der eutektischen Zelle

kontrolliert werden.

Als Grundregeln gelten:

- o Eine perlitische Matrix wird bevorzugt bei hohen Abkühlungsgeschwindigkeiten gebildet. Je langsamer die Schmelze abkühlt, desto höher liegt der Ferritanteil.
- o Durch Steigerung der Abkühlungsgeschwindigkeit kann die Unterkühlung der eutektischen Kristallisation (Wärmehaushalt der eutektischen Zelle) erhöht werden. So wird die Zahl der Keimstellen vergrößert. Für den Graphit bedeutet dies: Langsame Abkühlung führt zu groben, langen "Lamellen", schnelle

Abkühlung begünstigt kleine "Lamellen". Je größer die "Lamellen" werden, desto mehr nimmt die Festigkeit ab (GG).

- Durch Zusatz von Impfstoffen lassen sich Abkühlungsgeschwindigkeit und Festigkeit steigern, ohne daß schädliche Karbide sich bilden können.
- Verwendet man besondere Impfstoffe, wird die Wachstumsgeometrie des Graphits geändert. Es bildet sich statt "lamellen"- bzw. blätterförmigem kugelförmiger Graphit (GGG).
- In Temperguß liegt der Kohlenstoff in gebundener Form im Gußzustand vor. Durch eine anschließende Wärmebehandlung zerfallen die Eisenkarbide unter Ausscheidung von Temperkohle (GT).

5.2. Struktur und mechanische Eigenschaften

Die zwei Komponenten Matrix und Graphit prägen das mechanische Verhalten des Gußeisens. Charakteristisch sind:

- Gußeisen hat im Vergleich zu Stahl gleicher Härte eine geringere Zugfestigkeit und Zähigkeit.
- Die Druckfestigkeit ist ungefähr gleich groß wie in Stahl gleicher Härte.
- Die Biegefestigkeit ist wesentlich höher als die Zugfestigkeit.
- Nur bis $\sigma<10$ MN m^{-2} folgt "lamellares" Gußeisen dem Hooke'schen Gesetz.
- Der Elastizitätsmodul ist keine eindeutige Werkstoffkonstante.
- Gußeisen ist im jungfräulichen Zustand isotrop und wird mechanisch anisotrop unter einachsiger Beanspruchung.
- Die Dämpfungsfähigkeit ist hoch.
- Wichtig ist der Faktor (Strukturgröße: Bauteilgröße), da die Festigkeitseigenschaften von Kerben weniger als bei Stahl beeinflußt werden und gleichzeitig von den Bauteilabmessungen abhängen.

Die Heterogenität des Gußeisens beruht auf dem unterschiedlichen mechanischen Verhalten der metallischen und nicht-metallischen Komponenten. Der Graphit wirkt wie ein Hohlraum, da seine Festigkeit und sein Formänderungswiderstand im Vergleich zur stahlähnlichen Grundmasse klein sind[64)65)]. Der tragende Quer-

schnitt wird verkleinert; zusätzlich geht vom Graphit eine Kerbwirkung aus. Die durchschnittliche Spannungserhöhung in der Matrix üblicher Gußeisensorten hängt vor allem von der Graphitform ab. Sie liegt für Sorten mit Kugelgraphit zwischen 7 bis 14% [66)-69)]. Wiegand-Huff[69)] zeigten, daß sich selbst bei einachsiger äußerer Belastung im Inneren des Werkstoffes immer örtlich ein dreiachsiger Spannungszustand bildet. Der innere Spannungszustand äußert sich im makroskopischen mechanischen Verhalten. Wichtigstes Phänomen ist unter statischen Verhältnissen das nicht-linear-elastische Verhalten. Thum-Ude[70)71)] konnten an gelochten und geschlitzten Stahlproben zeigen, daß die Nicht-Linearität mit der Verschärfung der Kerbform ansteigt. Die mathematische Beschreibung des Verformungsverhaltens von Gußeisen wird durch die permanente Volumenänderung unter Belastung zusätzlich erschwert[72)-77)]. Diese wird begleitet von Gestaltänderungen der Graphiteinlagerungen. Die Hohlräume vergrößern dabei ihr Volumen unter Zugspannung nur in Longitudinalrichtung. In der Transversalrichtung sind Änderungen nicht nachweisbar. Der Grad, bis zu dem sich die Änderungen ausbilden können, hängt in erster Linie von der Graphitform ab. In Gußeisen mit Kugelgraphit gilt zunächst bei kleinen Spannungen das Hooke'sche Gesetz; daran anschließend verformt sich die gesamte Matrix plastisch. Das plastische Fließen ist besonders stark in der Umgebung der Graphitkugeln. Im Gegensatz dazu bilden sich in Gußeisen mit "Lamellen"graphit bereits bei kleinen Spannungen Risse im Graphit. Diese liegen in allen Orientierungen. Bei einer Erhöhung der Zugspannung öffnen sich bevorzugt die Risse senkrecht zur Beanspruchungsrichtung. Dieses eigentümliche statische Verhalten wirkt über die permanenten Dehnungen wie auch über Rißwachstum auf das zyklische Spannungs-Dehnungs-Diagramm ein. Fisher-Modlen [78)] beschrieben die Abweichung der Spannungs-Dehnungs-Kurve nach mehrfacher Be- und Entlastung von der Vergleichskurve für den jungfräulichen Werkstoffzustand. In Gußeisen mit "Lamellen"graphit bleibt selbst nach kleinen Belastungen eine permanente makroskopische plastische Dehnung zurück (Bild 3). Der Grund ist die im Kerbgrund und im Graphit

selbst induzierte plastische Verformung.

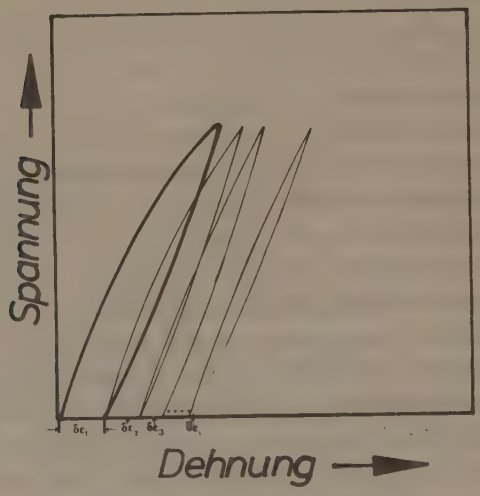


Bild 3: Schematische Darstellung der Spannungs-Dehnungs-Kurve für Gußeisen mit "Lamellen"graphit bei mehrfacher Be- und Entlastung[78)]

Wenn die Probe zyklisch be- und entlastet wird, ergeben sich in jedem Lastzyklus plastische Dehnungen $\delta\varepsilon_i$, wobei im allgemeinen gilt: $\delta\varepsilon_j > \delta\varepsilon_{j+1}$. Liegt die Maximalspannung unter einem Grenzwert, strebt die gesamte plastische Dehnung einem Grenzwert ε_n entgegen:

$$\varepsilon_n = \lim_{n\to\infty} \sum_{i=0}^{n} \delta\varepsilon_i \qquad (2)$$

6. VERSUCHSPROGRAMM

In diesem Kapitel wird ein Überblick gegeben über die Versuchsprojekte und deren Ziele (siehe auch Kapitel 4), die Auswahl der Werkstoffe, die Versuchsdurchführung und die Meßergebnisse.

6.1. Mechanische Versuche

In den folgenden Abschnitten werden die einzelnen Versuche kommentiert. Die Tabellen enthalten außerdem die Daten der einzelnen Werkstoffe wie auch die Versuchsziele.

6.1.1. Zyklische Zug- und Biegeversuche

Diese Versuche bieten die Möglichkeit, neben der Bestimmung des Elastizitätsmoduls im Ursprung auch dessen Abhängigkeit von der Zahl der Lastwechsel zu ermitteln. Dadurch läßt sich die Zulässigkeit der Anwendung linear-elastischer Bruchmechanik auf Gußeisen prüfen. Die Zug- und Biegeversuche stellen eine Ergänzung zu den bruchmechanischen Versuchen dar. Biegeversuche mit Gußeisen bieten gegenüber Zugversuchen drei Vorteile:

1. Man erhält unter der Voraussetzung genügend großer Stützweiten stärkere Verformungen, die leichter meßbar sind.
2. Die Linearität des Spannungs-Dehnungs-Diagrammes reicht bis zu höheren Spannungen. Deshalb kann E_o besser bestimmt werden.
3. Die Festigkeitswerte streuen weniger, da die Wahrscheinlichkeit für das Vorhandensein einer Schwachstelle kleiner ist. Die Maximalspannungen konzentrieren sich nur auf einen Punkt (ähnlich den Verhältnissen an der Spitze eines Risses), beim Zugversuch dagegen sind sie über den ganzen Querschnitt verteilt.

Versuch	Werkstoffgruppe	Werkstoffsorte	Versuchsziel
Zug + Biegung zyklisch	GG	A B C D	o E_o x) o $E_o = f(N)$ o E_{oz} xx) o Prüfung auf Linearität unter statischen und dynamischen Bedingungen
Biegung zyklisch	GGG	A' B' C'	

Tabelle 1: Zyklische Zug- und Biegeversuche

x) E_o = Elastizitätsmodul im Ursprung

$$= \lim_{\sigma \to 0} \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$$

xx) E_{oz} = zyklischer Elastizitätsmodul im Ursprung

$$= \lim_{\sigma \to 0} \frac{d\sigma_i}{d\varepsilon}$$

In der ersten Versuchsreihe mit "lamellaren" Gußeisensorten dienten die Zugversuche lediglich zur Kontrolle der Ergebnisse aus den Biegeversuchen. In der späteren Versuchsserie mit kugelgraphithaltigem Gußeisen konnte darauf verzichtet werden.

Ausgewählt wurden Werkstoffe, die in ihrem mechanischen Verhalten als typische Vertreter ihrer Werkstoffgruppe anzusehen sind. Die Daten stehen im Kapitel 6.1.2..

6.1.2. Ermüdungsversuche

Die Geschwindigkeiten des Ermüdungsrißwachstums sollen für Gußwerkstoffe auf Eisenbasis bestimmt werden. Die Versuche konzen-

trieren sich auf die Bereiche 2 und 3 (siehe Kapitel 3). Allgemeine Ziele sind:

- o Unterschiede in den Werkstoffsorten
- o Unterschiede in den Werkstoffgruppen
- o Einflüsse der Primär- und der Sekundärstruktur

herauszuarbeiten und zu erklären.

Werkstoffgruppe	Werkstoffsorte	Versuchsziel
GG	A	$\Delta a/\Delta N$
	B	
	C	
	D	
GGG	A'	
	B'	
	C'	
	E'	
	F'	
GTS	A"	
	B"	
	C"	
	D"	
GS	A"'	

Tabelle 2: Ermüdungsversuche

Der obere Grenzwert des Ermüdungsrißwachstums, K_c bzw. K_{Ic}, wurde separat im statischen Zerreißversuch ermittelt. Dafür eignete sich auch eine weitere Wärmebehandlungsvariante: Sorte D'

(=Sorte A' gehärtet). Da die Ergebnisse prinzipielle Aussagen über das Ermüdungsrißwachstum in Gußwerkstoffen auf Eisenbasis ermöglichen sollen, wurde auch ein typischer Vertreter der Stahlgußgruppe in das Programm eingebaut.

"Lamellares" Gußeisen: Die ausgewählten Werkstoffe entsprechen der DIN-Norm 1691. Es handelt sich um in der industriellen Technik verbreitete Sorten, deren Eigenschaften Tabelle 3 enthält.

Merkmal	Werkstoff			
	A	B	C	D
Impfung	X	X		X
Gießtemperatur/C°	1350	1340	1340	1340
Wärmebehandlung				
Matrix	Pe	Pe98%	Pe	Pe98%
Graphitkennzeichnung	IA 2/3	IA 2/3	80%IA/B3 + 20%ID4/5	80%IC4 + 20%IE5
Chemische Analyse/%				
C	3,45	3,45	3,1	3,07
Si	2,74	1,8	1,93	1,98
Mn	0,62	0,5	0,58	0,56
P	-	0,15	-	-
S	-	0,15	-	-
Cr	0,16	0,15	0,1	0,1
Ni	0,28	0,2	0,24	0,25
S_c	1	0,93	0,85	0,84
σ_B/MN m^{-2}	157	239	274	320
h_B/ MN m^{-2}	1935	2370	2370	2265
h_{Vm}/MN m^{-2}	2680	2520	2440	2415

Tabelle 3: Eigenschaften der "lamellaren" Graugußsorten der Ermüdungsversuche

Bild 4: Gefüge der Sorte B als Beispiel für die Gruppe "Lamellares Gußeisen"

Gußeisen mit Kugelgraphit: Alle Werkstoffe mit Ausnahme der Sorte C' und der Sorte F' waren nach dem Abguß wärmebehandelt worden. Im Gegensatz zur letzten Gruppe werden hier die mechanischen Eigenschaften durch die Veränderung der Grundmasse festgelegt. Die Härtungsvariante der Sorte A' (=Sorte D') läßt sich durch schnelles Abkühlen aus dem γ-Gebiet einstellen. Je schneller man abkühlt, desto mehr wird die Bildung verschiedener Austenitszerfallsprodukte wie Sorbit und Troostit bevorzugt. Von einer unteren kritischen Geschwindigkeit an bildet sich Martensit; sein Anteil nimmt von einer bestimmten oberen Geschwindigkeit an wieder ab. In den üblichen Gußeisensorten ist somit vollkommene Martensitbildung ausgeschlossen. Anschließendes Anlassen auf Temperaturen zwischen 300 und 600 °C führt wie bei der Sorte E' zu fein und gleichmäßig verteiltem Zementit. Allerdings waren die Sorten D' und E' infolge der Glühdauer von 10 h oxidiert; daraus können auch die relativ niedrigen Festigkeitsmeßwerte abgeleitet werden (Tabelle 4, Bilder 6 und 8). Die Sorte F' unterscheidet sich von den hochfesten Sorten des Gußeisens mit Kugelgraphit dadurch, daß die mechanischen Eigenschaften über den Siliziumgehalt eingestellt werden. Die Herstellung erfolgt im Induktionsofen mit einer anschließenden Magnesiumbehandlung. Eine sorgfältige Impfbehandlung muß eingehalten werden, wenn die mechanischen Eigenschaften wie z.B. die Festigkeit erreicht werden sollen.

	Werkstoff					
Merkmal	A'	D'	E'	B'	C'	F'
Formimpfung	×	×	×	×	×	×
Wärmebehandlung	12 h Aufheizen bis 930°C + 8 h bei 930°C + 28 h Abkühlung bis 200°C + Luftabkühlung	+ 10 h bei 900°C + Abk. in H_2O	+ 3 h bei 300°C + Luftabk.	+ 1/2 h Aufheizen bis 830°C + 2 h bei 830°C + Luftabk.		
Matrix	Ferrit	Martensit Sorbit Troostit	Vergütung Ferrit Martensit Sorbit Troostit	Perlit Ferrit	körniger Perlit	Ferrit
Chemische Analyse/%						
C	3,52				3,41	3,47
Si	2,44				2,15	3,81
Mn	0,24				0,6	0,27
P	0,033				0,038	0,61
S	0,011				0,05	0,009
Mg	0,03				0,049	0,036
σ_S/MN m^{-2}	316	-	-	389	525	427
σ_B/MN m^{-2}	429	1810	1340	613	876	556
ε_B/%	11	0,1	0,15	6,5	3	18,8

Tabelle 4: Eigenschaften der Gußeisensorten mit Kugelgraphit

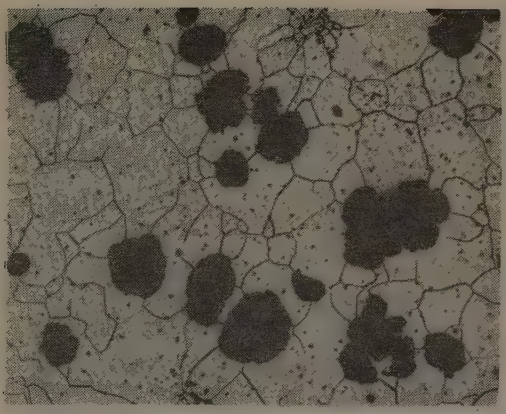


Bild 5: Sorte A'

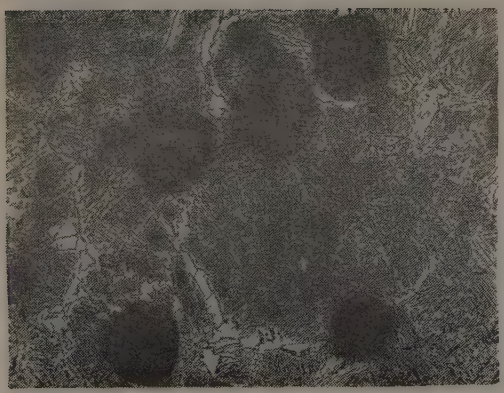


Bild 6: Sorte D'

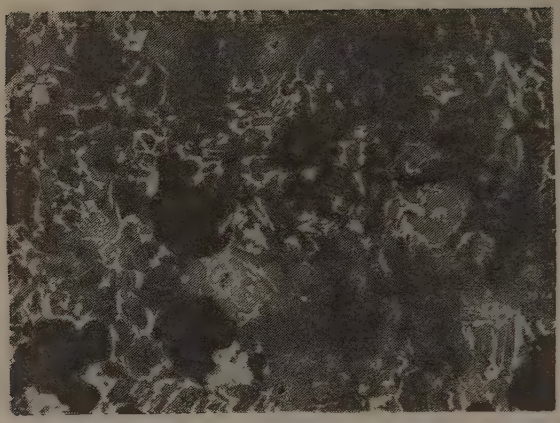


Bild 7:Sorte B', Ermüdungsriß, ΔK=8,5 MN $m^{-3/2}$

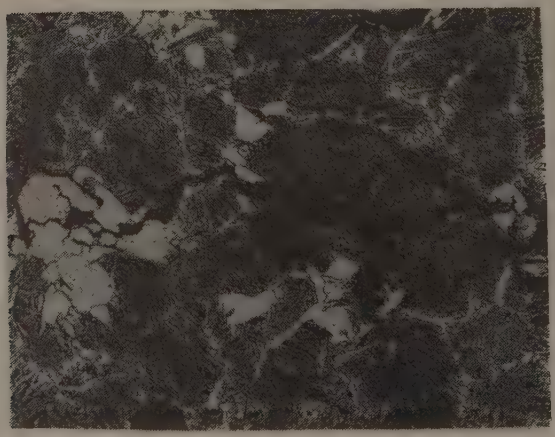


Bild 8: Sorte E', Ermüdungsriß, ΔK=15,7 MN $m^{-3/2}$

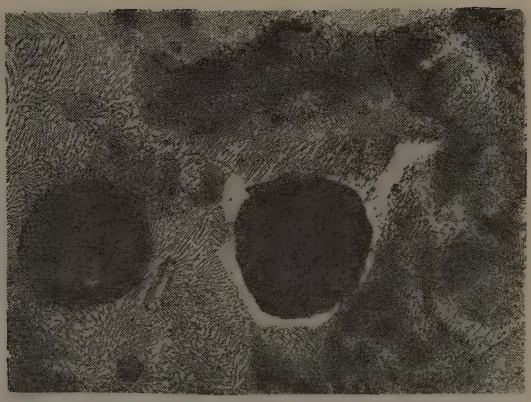


Bild 9: Sorte C'

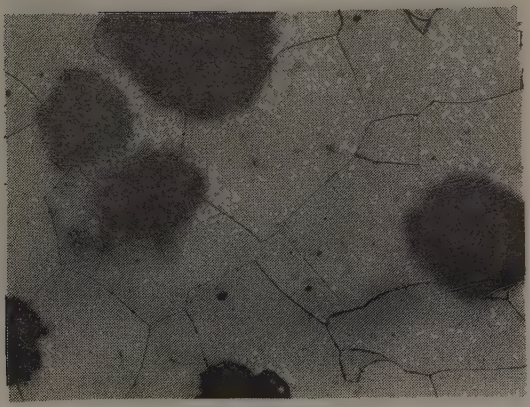


Bild 10: Sorte F'

Schwarzer Temperguß: Die Sorten A" und B" sind handelsüblich; die Sorte A" liegt allerdings in ihren Festigkeitskennwerten unterhalb der von DIN 1692 genannten Grenze. Die Sorten C" und D" werden über eine Magnesiumbehandlung gewonnen. Grundidee war, die zwischen Gußeisen mit Kugelgraphit und Schwarzem Temperguß liegende Lücke im System Fe-C auszufüllen. Schwarzer Temperguß wird zur Stabilisierung des Zementits in der Form mit Wismut behandelt. Parallel dazu gibt man Bor hinzu, um die Ausbildung der Temperkohle zu beeinflussen. Auf diesem Wege kann kugelgraphithaltiger Schwarzer Temperguß hergestellt werden.

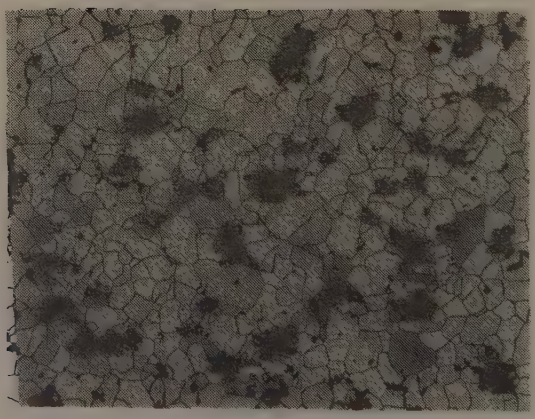


Bild 11: Sorte A"

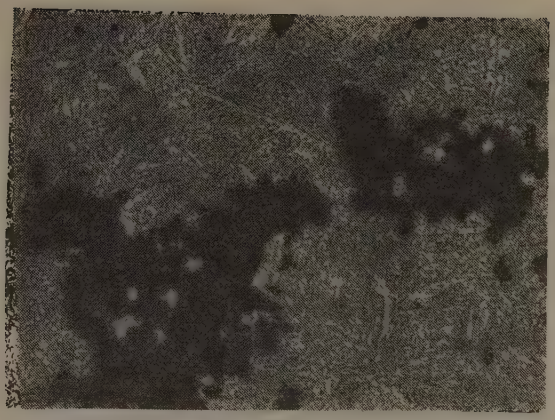


Bild 12: Sorte B"

	Werkstoff			
Merkmal	C"	D"	A"	B"
Formimpfung	x	x	x	x
Wärmebehandlung	wie A"	wie B"	18 h bei 980 °C + 16 h bei 720 °C	8 h bei 980 °C + Luftabk. + 15 h bei 700 °C
Matrix	Ferrit	körniger Perlit	Ferrit	körniger Perlit
Chemische Analyse/%				
C	3,46		2,5	
Si	2,16		1,37	
Mn	0,4		0,38	
P	0,03		0,048	
S	0,006		0,096	
Mg	0,0045		0,001	
σ_S/MN m^{-2}	293	602	206	544
σ_B/MN m^{-2}	429	721	317	658
ε_B/%	22,4	5	11,6	3,1

Tabelle 5: Eigenschaften der Sorten des Schwarzen Tempergusses

Stahlguß: Die gewählte Sorte A" hat eine perlitisch-ferritische Matrix. Tabelle 6 enthält die Eigenschaften.

Chemische Analyse/%	
C	0,23
Si	0,44
Mn	0,62
P	0,01
S	0,019
σ_S/MN m^{-2}	272
σ_B/MN m^{-2}	460
ε_B/%	22

Tabelle 6: Eigenschaften des Stahlgusses A"

6.1.3. Bruchzähigkeitsversuche an "lamellarem" Gußeisen (Sorte E)

Diese Versuche bieten die Möglichkeit, an demselben "lamellaren" Grauguß verschiedene Variable zu untersuchen. Hierzu gehören der Einfluß verschiedener Wärmebehandlungen und unterschiedlicher Probendicken. Aus den Ergebnissen lassen sich allgemeine Grundgesetze für das Bruchverhalten "lamellaren" Gußeisens ableiten.

Matrixvariation	Versuchsziel
Gußzustand: Perlit-Ferrit (12,3%)	o K_{Ic} o $K_c = f(B)$? o $K_{Ic} = f(a)$? o K_{Ic} als Funktion von Wärmebehandlungen
Ferrit	
Gehärtet:Martensit+Troostit+Sorbit	
Vergütet:Martensit+Ferrit+Zementit	

Tabelle 7: Veränderung der Grundmasse und Versuchsziele

Die Eigenschaften der Sorte E werden in Tabelle 8 genannt.

Chemische Analyse/%		
C		3,4
Si		1,9
Mn		0,6
P		0,35
S		0,1
Cr		0,25
σ_B/MN m^{-2}	Perl.-Ferr.	242
	Ferrit	113
	Gehärtet	64
	Anlassen	111

Tabelle 6: Eigenschaften der Sorte E

Folgende Wärmebehandlungen wurden verwendet:

Ferritisierung:
1. Glühen bei 900°C für 24 h
2. Luftabkühlung bis 600°C
3. Langsame Abkühlung im Perlitintervall mit einer Geschwindigkeit < 50°C/h
4. Luftabkühlung auf Raumtemperatur

Härtung:
1. Glühen bei 900°C für 24 h
2. Abschrecken

Die Behandlung entspricht dem gehärteten Werkstoff A' (=Sorte D')

Anlassen:
1. Glühen bei 900°C für 24 h
2. Abschrecken

] = Härtung

3. Anlassen bei 300°C für 3 h
4. Luftabkühlung auf Raumtemperatur

Die Behandlung entspricht dem angelassenen Werkstoff A' (=Sorte E')

Durch die relativ lange Glühdauer von 24 h bei 900 °C waren die Versuchsproben oxidiert (siehe Bild 14 und Seite 17).

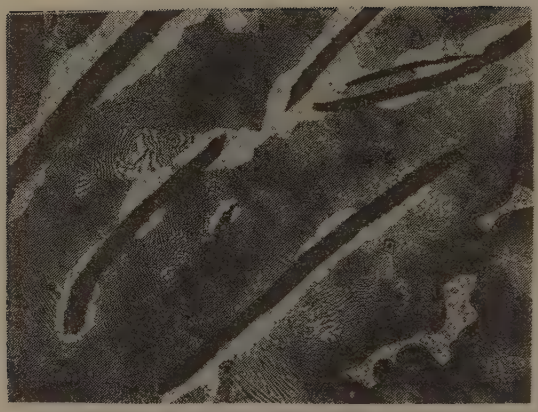


Bild 13: Sorte E, perlitisch-ferritischer Gußzustand

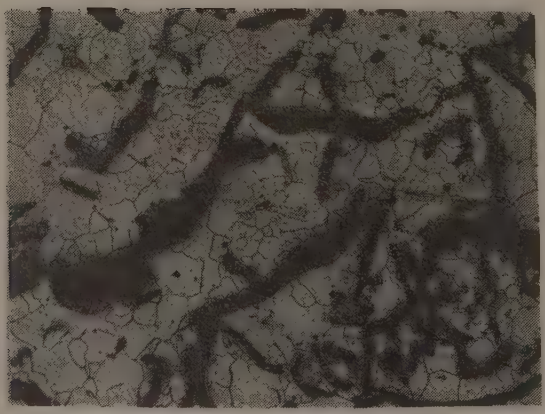


Bild 14: Sorte E, ferritisch geglüht, in der Bildmitte sind stark vergrößerte Graphit"lamellen" erkennbar, die beim Prozeß der Rißbildung erzeugt werden.

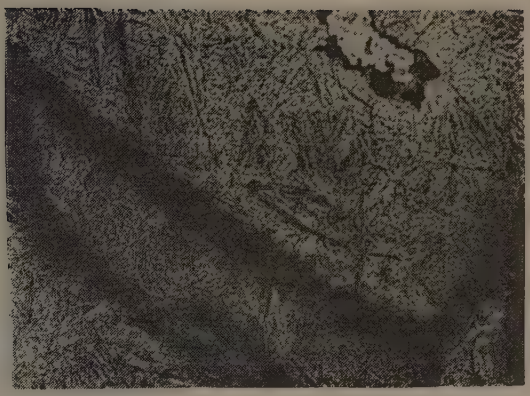


Bild 15: Sorte E, gehärtet

Bild 16: Sorte E, angelassen

6.2. Versuchsdurchführung und Untersuchungsmethoden

Zyklische Zug- und Biegeversuche: Die Versuche liefen nach dem gleichen Programm ab, das nur in Sonderfällen etwas variiert wurde. Versuchsbedingungen waren Raumtemperatur und Luft:

Lastwechsel	Belastung
1	Statisch punktförmig bis zur Maximallast
2-10	Quasistatisch über Rampe, t=20 s bis Maximallast, t=20 s bis Vorlast
11-200	Dynamisch von Vorlast bis Maximallast, sinusförmig, Frequenz=0,25 Hz, Zählung über Frequenz und Zeit

Tabelle 9: Zyklische Zug- und Biegeversuche

Als Versuchsmaschine diente eine Schenck-Trebel-Einraum-Prüfmaschine RE 25. Die maximale Kraft betrug 250 kN. Die Versuche wurden im 1/10-Bereich der Maschine durchgeführt, was 25 kN entspricht. Die Kraftmessung erfolgte nach dem Kraftaufnehmer-Ringtorsionsprinzip. Der Aufbau und die Geometrie der Biegeversuche sind in Bild 17 gezeigt. Der Weg wurde mit Meßuhren für 1/100 bzw. 1/1000 mm Weg bestimmt. In zwei Fällen ging man zur Dehnungsmessung über. Der Dehnungsmeßstreifen war: HBM Type 10/120 LA 11, R: 119,2 $\pm$ 0,5, k: 2,05 $\pm$ 1 %. Ein HBM-Verstärker KWS/3S-5 leitete das Signal auf einen HP 7005 x-y-Schreiber weiter, der mit einem Knick-Präzisions-Spannungsgeber vor Versuchsbeginn geeicht worden war. Ein Digitalmultimeter Rohde & Schwarz UGWD-BN 1110 erlaubte die Kontrolle der Regelabweichungsanzeige bei Übergabe statisch-dynamisch und umgekehrt. Die Prüfkraft wurde digital über den Spitzenwertgleichrichter MR 2 auf der Digitalanzeige MR 1 der Fa. Schenck zur Anzeige gebracht. Die Verbindung des auf einer Zugprobe aus der Sorte B aufgeklebten DMS mit dem DMS auf der Versuchsprobe mittels 1/2-Brückenschaltung ermöglichte die Temperaturkompensation. Bild 18 zeigt Aufbau und Geo-

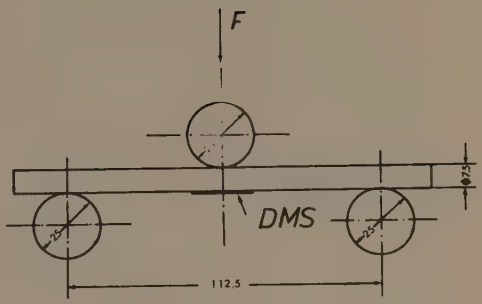
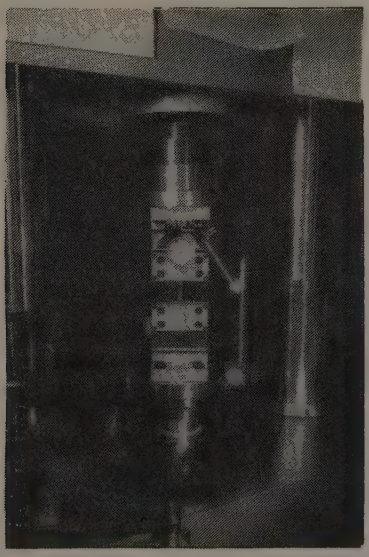


Bild 17: Aufbau und geometrische Bedingungen der Biegeversuche



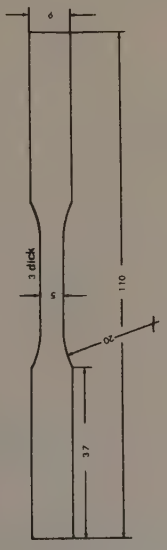


Bild 18: Aufbau der Zugversuche und Abmessungen der Probe

metrie der Zugversuche. Mittels einer Zentriervorrichtung ließ sich die Mittigkeit der Einspannung vor dem Versuch kontrollieren. Die verwendete Flachprobeneinspannung schloß die Einwirkung von Torsion und Biegung während des Versuches aus. Die Versuchsauswertung basiert auf der Annahme, daß linear-elastisches Verhalten vorliegt.

Biegeversuche:

Dehnungsmessung:

$$\sigma = E\,\varepsilon \tag{3}$$

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \tag{4}$$

$$\sigma = \frac{M}{W} \tag{5}$$

$$M = \frac{Fl}{4} \tag{6}$$

$$W = \frac{I}{d/2} = \frac{\pi d^3}{32} \tag{7}$$

$$E = 6{,}92\ \frac{F/N}{\varepsilon/\%}\ \mathrm{kp/mm^2} \tag{8}$$

$$= 0{,}0697\ \frac{F/N}{\varepsilon/\%}\ \mathrm{GN\ m^{-2}} \tag{9}$$

Wegmessung:

$$f = \frac{Fl^3}{48\ E\ I} \tag{10}$$

$$E = \frac{Fl^3}{48\ f\ I} = \frac{4Fl^3}{3f\pi d^4} \tag{11}$$

$$E = 19{,}47\ \frac{F/N}{f/mm}\ \mathrm{kp/mm^2} \tag{12}$$

$$= 0{,}191\ \frac{F/N}{f/mm}\ \mathrm{GN\ m^{-2}} \tag{13}$$

Maximale Spannung:

$$\sigma = \frac{M}{W} \tag{5}$$

$$\sigma = 0{,}00865\ \frac{F}{N}\ \mathrm{kp/mm^2} \tag{14}$$

$$= 0{,}0849\ 10^{-3}\ \frac{F}{N}\ \mathrm{GN\ m^{-2}} \tag{15}$$

Zugversuche: $\sigma = E\varepsilon$ (3)

$$E = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (4)$$

$$= \frac{F}{AE} \quad (16)$$

$$E = \frac{10^2}{9{,}81} \frac{F/N}{A/mm^2\,\varepsilon/\%}\ kp/mm^2 \quad (17)$$

$$= 0{,}1 \frac{F/N}{A/mm^2\,\varepsilon/\%}\ GN\ m^{-2} \quad (18)$$

Ermüdungs- und Bruchzähigkeitsversuche: Die Ermüdungsversuche wurden an einer Korrosions-Ermüdungs-Maschine durchgeführt. Die Versuchseinrichtung erlaubte die stufenlose Krafteinstellung zwischen 0 und 50 kN. Der maximale Exzenterausschlag war ebenfalls frei wählbar zwischen 0 und 3 mm. Der Belastungszyklus folgte einer Sinuskurve bei einer Frequenz von 2,3 Hz. Lediglich bei hohen Rißwachstumsgeschwindigkeiten wurde im Interesse größerer Meßgenauigkeit zu 1 Hz übergewechselt. Bei allen Versuchen war R=0; als Umgebungsbedingungen lagen Luft und Raumtemperatur vor. Somit ist ein Einfluß aller dieser Faktoren auf die Meßergebnisse auszuschließen. Die Rißlänge wurde optisch mit dem Lichtmikroskop gemessen. Zur Berechnung der Spannungsintensitätsamplitude entschied man sich für Kraftmessung; die Meßkette bestand aus:

1. Quarzkristall-Meßunterlagscheibe, Kistler-Instrumente AG, Type 907 B, Meßbereich 400 kN, Empfindlichkeit -2,21 pC/N,
2. Ladungsverstärker, Kistler Instrumente AG, Type 5001,
3. Analog-Spitzen-Anzeigegerät, Kistler Instrumente AG, Type 5511,
4. Digitalvoltmeter, Schneider Electronic, Type 475.07.

Das Verfahren zur Ableitung von K_I durch Bestimmung der Nachgiebigkeit beruht darauf, daß die bei einem wachsenden Riß freiwerdende Energie in einem Anstieg der Nachgiebigkeit zum Ausdruck kommt. Die folgenden Gleichungen entstammen der Arbeit von Smith-Piper[6]:

$$K_I = F \sqrt{\frac{E}{2B} \frac{dC}{da}} \tag{19}$$

Durch Einsetzen von:

$$\frac{dC}{da} = \frac{d\left(\frac{EB\delta}{F}\right)}{d\left(\frac{a}{W}\right)} \tag{20}$$

findet man

$$\frac{dC}{da} = \frac{F}{B} \frac{1}{2W} \sqrt{\frac{d\left(\frac{EB\,\delta}{F}\right)}{d\left(\frac{a}{W}\right)}} \tag{21}$$

Für die in diesem Projekt verwendete DCB-Probe (Bild 19) kann K_I auf die Rißlänge kalibriert werden. Diese Funktion berück-

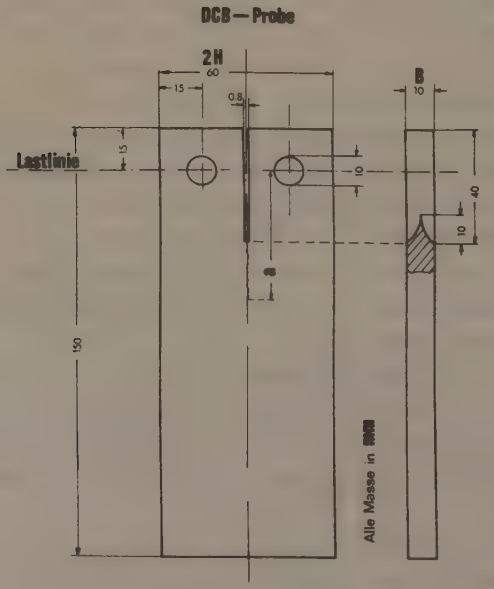


Bild 19: DCB-Probe der Ermüdungsversuche

sichtigt die Geometrieverhältnisse und kann allgemein als ein Polynom n-ter Ordnung ausgedrückt werden:

$$\frac{K_I BW}{Fa^{1/2}} = C_1 + C_2 \left(\frac{a}{W}\right) + C_3 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + \ldots \qquad (22)$$

Ausgehend von der Spannungsanalyse wurde

$$\frac{K_I BH^{3/2}}{Fa^{1/2}} = 3{,}46 + 2{,}38 \left(\frac{H}{a}\right) \qquad (23)$$

hergeleitet, während

$$\frac{K_I BH^{3/2}}{Fa} = 2 \left[3 + 3{,}6 \left(\frac{H}{a}\right) + 2{,}08 \left(\frac{H}{a}\right)^2\right]^{1/2} \qquad (24)$$

durch empirische Korrektur eines aus der Balkentheorie für die Nachgiebigkeit abgeleiteten Ausdruckes gefunden wurde. Der Vergleich von Gleichung (23) mit Gleichung (24) führt zu

$$\frac{K_I BH^{3/2}}{Fa} = \sqrt{\frac{d\left(\frac{EB\delta}{F}\right)}{d\left(\frac{a}{H}\right)}} \; \frac{H}{2a} \qquad (25)$$

Die Kombination von Gleichung (23) mit Gleichung (25) und Lösung der Differentialgleichung ergibt:

$$F = \frac{E\,B\,\delta}{7{,}8\left(\frac{a}{H}\right)^3 + 16{,}48\left(\frac{a}{H}\right)^2 + 11{,}32\left(\frac{a}{H}\right)} \qquad (26)$$

In diesem Projekt wurde bei Kraftmessung Gleichung (23) zur Berechnung der Spannungsintensität benutzt, da sie einfach und genau ist, solange 27 mm $\leq$ a $\leq$ 40 mm erfüllt ist. Bei Nachgiebigkeitsversuchen wurden F und δ bestimmt. Deshalb ließ sich der Elastizitätsmodul nach Gleichung (26) berechnen. Zur Kontrolle der Gültigkeit des Bruchmechanik-Konzeptes diente Gleichung (22) als Ausgangsbasis für die Herleitung der Funktion zur Berechnung

von K_I. Diese erfolgte über ein "Extended Memory Programme VII, Nth Order Polynomial Regression, $N \leq 11$" auf einem HP-Calculator 9100 A. Die Rißaufweitung wurde an der Lastlinie bestimmt. Meßinstrumente waren: TESA-Meßuhr Nr. 2C 046, 1/1000 mm Weg, Meßwegaufnehmer Mitutoyo 9310087, Meßbereich 4-6 mm, No. 526212. Zur Kontrolle standen zwei weitere Meßuhren zur Verfügung, wobei die Meßuhr in einem Fall in ein Außenmeßgerät eingebaut worden war.Die Bruchzähigkeitsversuche wurden an einer Instron-Model 1251-Maschine durchgeführt. Die Rißeinleitung erfolgte nach A.S.T.M.-S.T.P. 410[8]; Versuchsbedingungen waren Luft und Raumtemperatur. Die Abzugsgeschwindigkeit des Querhauptes war 0,5mm/min. Es wurde ein Kraft-Weg-Diagramm aufgezeichnet. Rißaufweitung, Rißausbreitung und Rißlänge wurden mit dem Lichtmikroskop kontrolliert. K_I wurde nach Gleichung (23) berechnet; die variable Probendicke fand durch den Faktor B Berücksichtigung.

Mikroskopische Untersuchungsmethoden: Alle Werkstoffe wurden im Lichtmikroskop untersucht. Neben der Feststellung des Gefüges war es auch möglich, den Rißverlauf für verschiedene Spannungsintensitäten zu betrachten. Die Bildebene lag senkrecht zur Bruchfläche. Ätzmittel war eine 3%ige alkoholische HNO_3-Lösung.

Typische Vertreter der drei Gußeisengruppen wurden zusätzlich im Elektronenmikroskop untersucht. Übliches Verfahren war die zweistufige Replica-Methode. Die Bruchfläche wurde betrachtet.

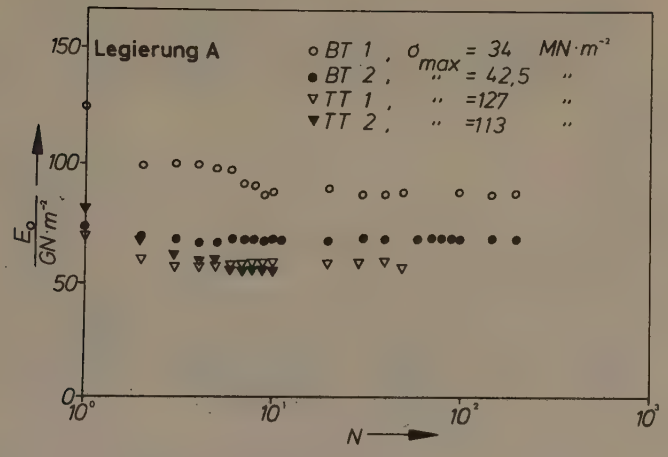


Bild 20: E_o=f(N), Sorte A

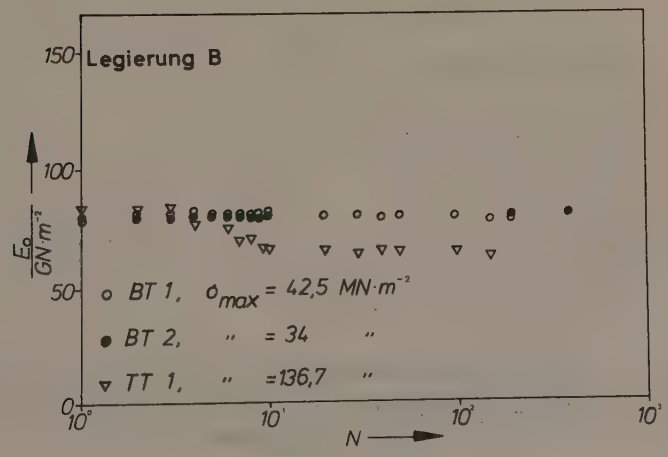


Bild 21: E_o=f(N), Sorte B

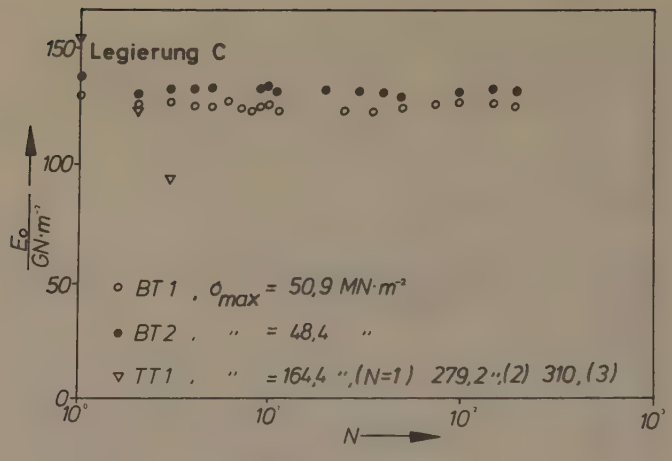


Bild 22: E_o=f(N), Sorte C

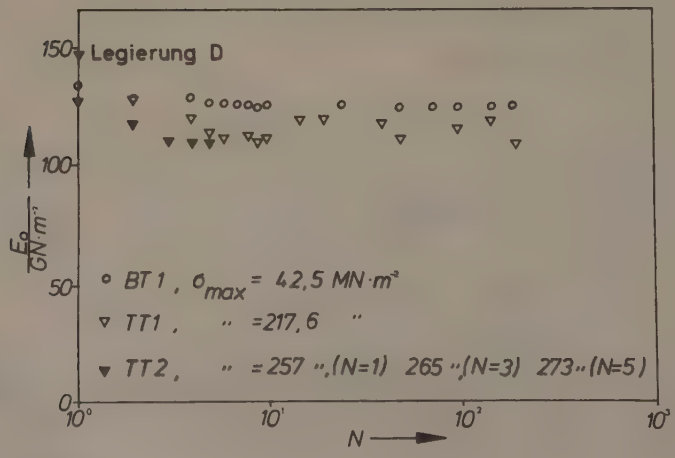


Bild 23: E_o=f(N), Sorte D

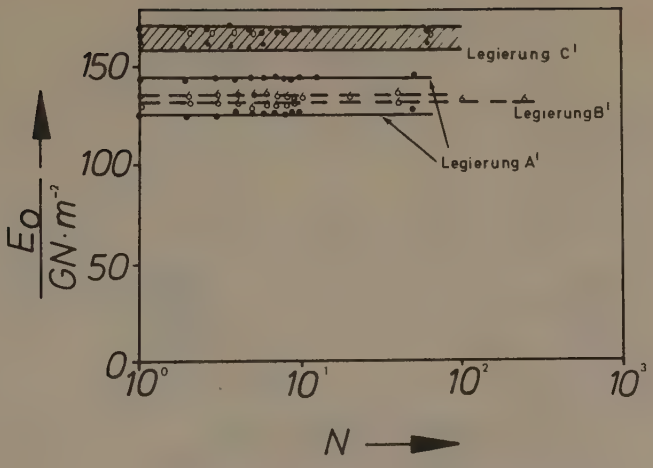


Bild 24 : $E_o = f(N)$, Sorten A', B' und C'

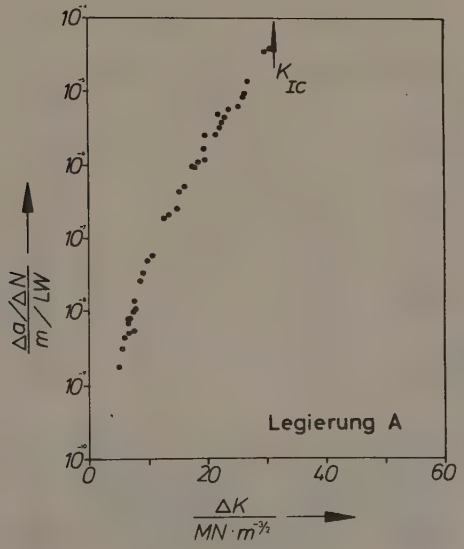


Bild 25 : Ermüdungsrißwachstum in Sorte A

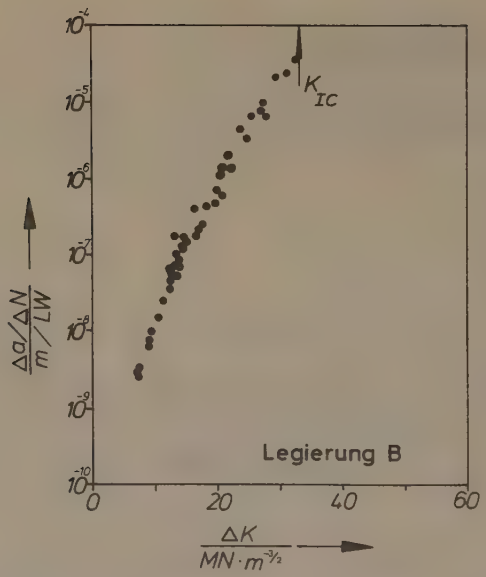


Bild 26 : Ermüdungsrißwachstum in Sorte B

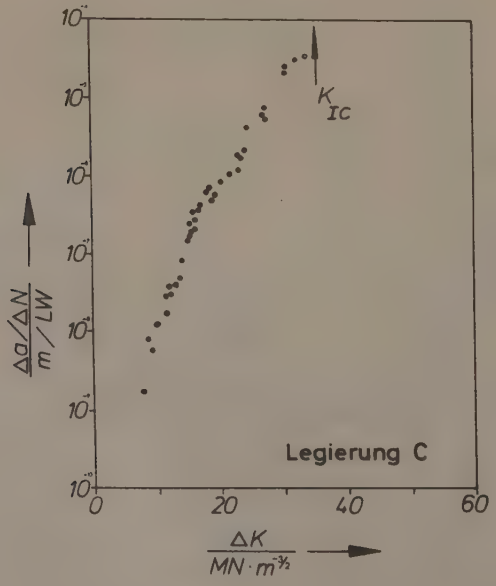


Bild 27: Ermüdungsrißwachstum in Sorte C

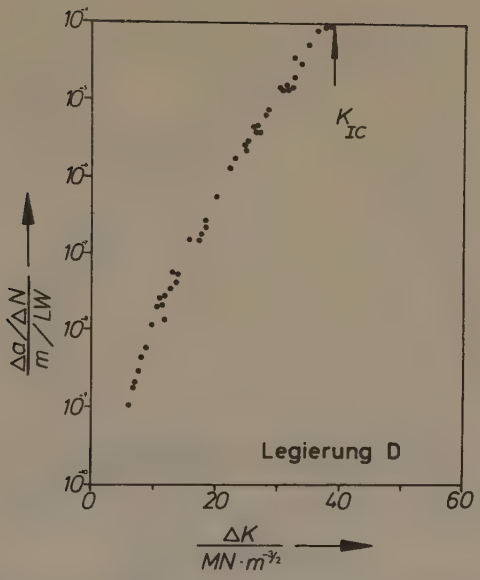


Bild 28: Ermüdungsrißwachstum in Sorte D

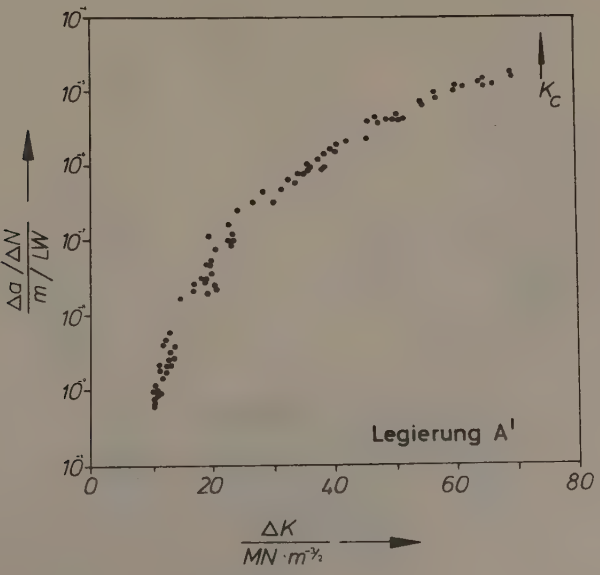


Bild 29 : Ermüdungsrißwachstum in Sorte A'

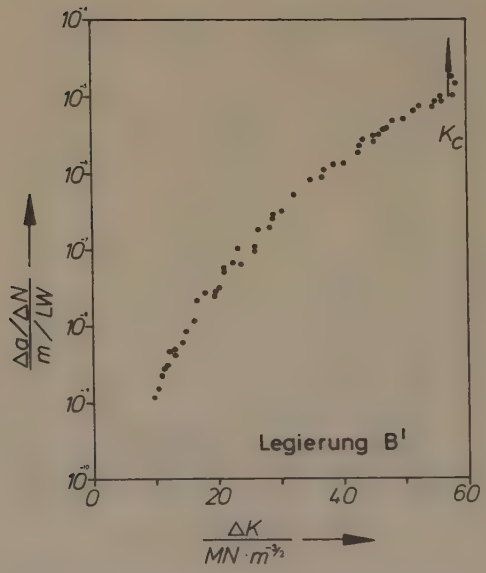


Bild 30: Ermüdungsrißwachstum in Sorte B'

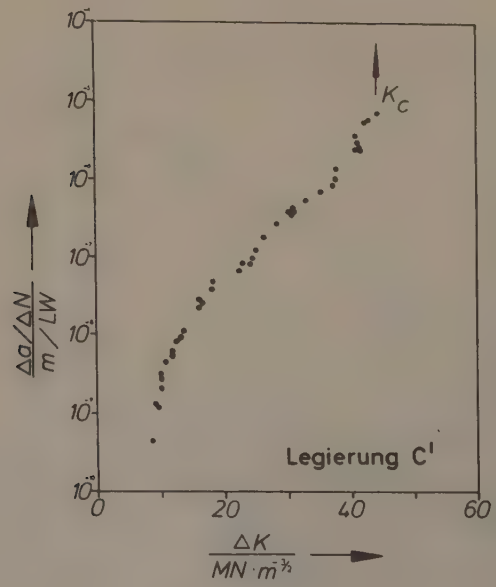


Bild 31: Ermüdungsrißwachstum in Sorte C'

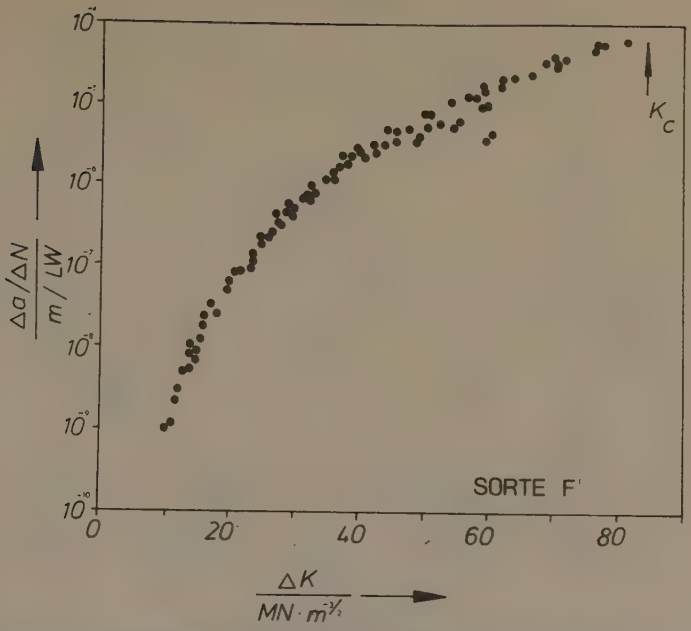


Bild 32: Ermüdungsrißwachstum in Sorte F'

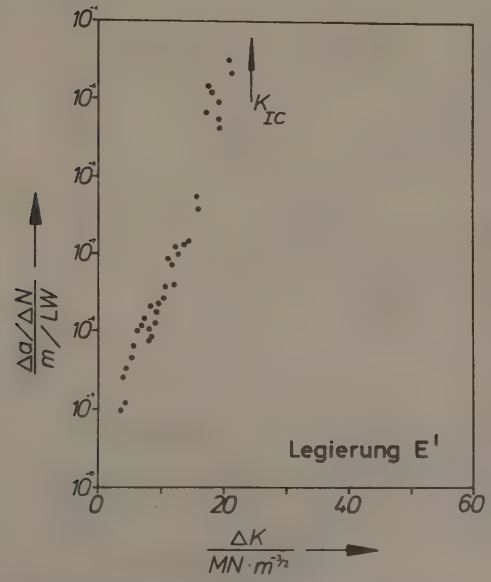


Bild 33: Ermüdungsrißwachstum in Sorte E'

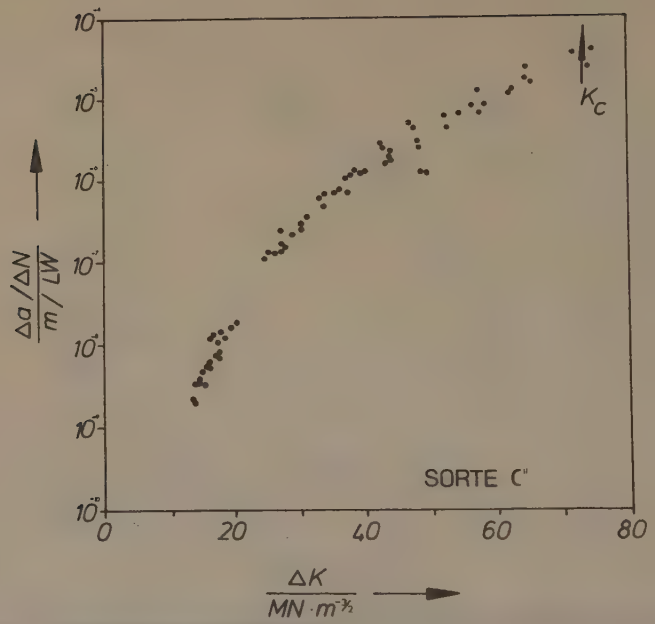


Bild 34 : Ermüdungsrißwachstum in Sorte C"

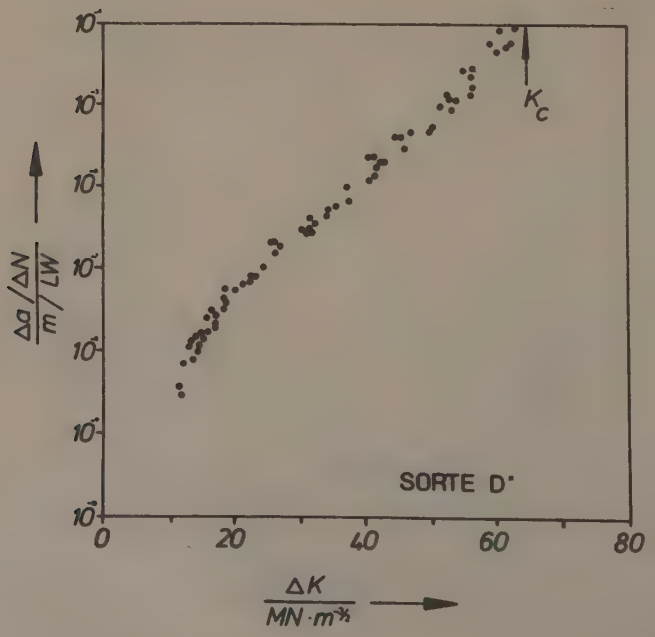


Bild 35: Ermüdungsrißwachstum in Sorte D"

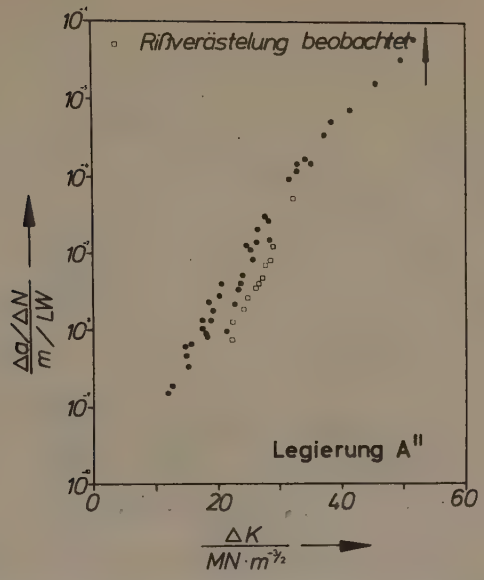


Bild 36: Ermüdungsrißwachstum in Sorte A"

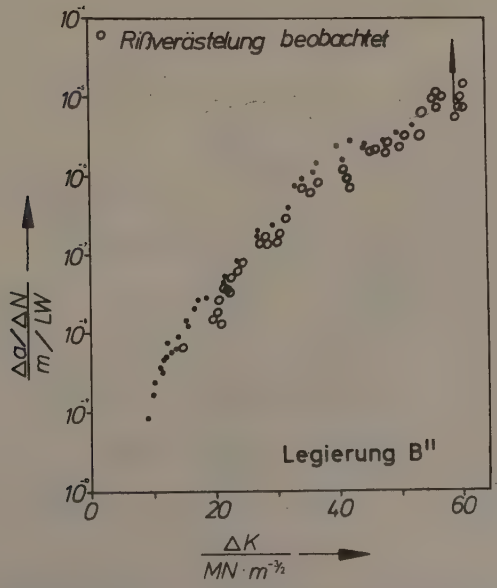


Bild 37: Ermüdungsrißwachstum in Sorte B"

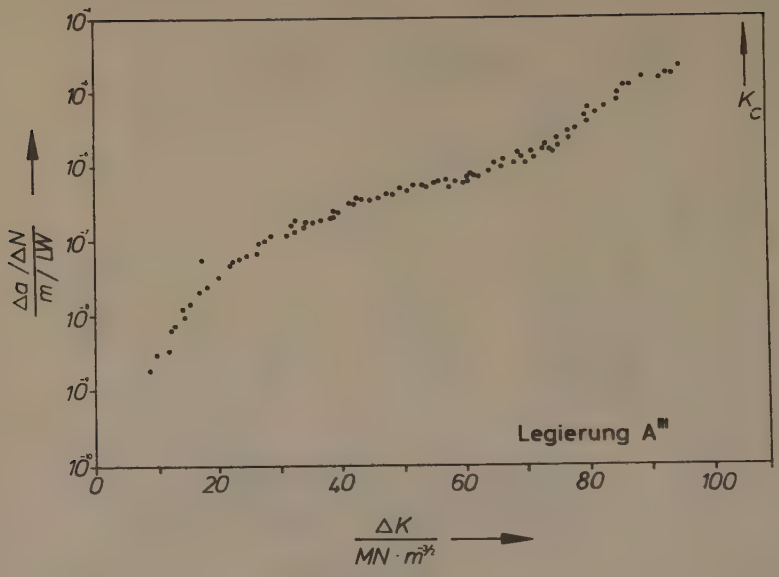


Bild 38: Ermüdungsrißwachstum in Stahlguß, Sorte A^{III}

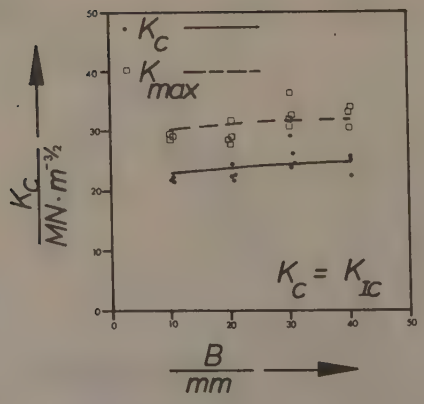


Bild39 : K_c = f(B), Sorte E, perlitisch-ferritische Matrix

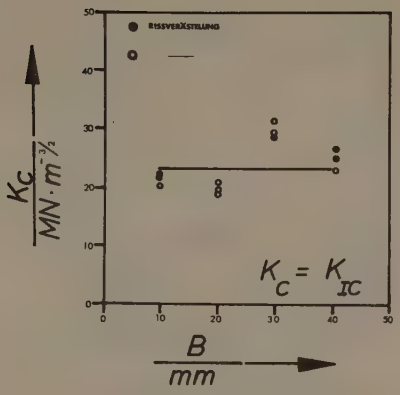


Bild 40: $K_c = f(B)$, Sorte E, ferritische Matrix

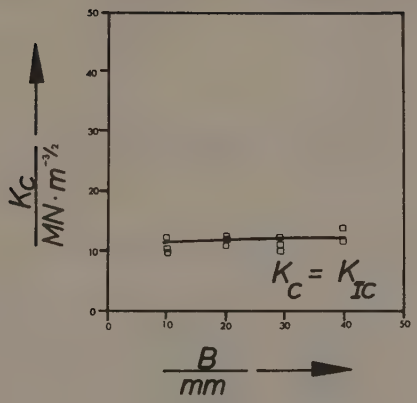


Bild 41 : $K_c = f(B)$, Sorte E, gehärtet

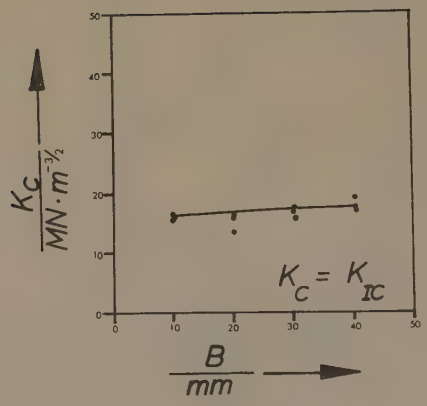


Bild 42: $K_c = f(B)$, Sorte E, angelassen

Werkstoff			K_{Ic}, K_c	Zahl der Messungen
Typ	Klasse	Matrix	MN $m^{-3/2}$	
GG	A	Perlit	28,13$^+$	3
	B	Perlit	30,47$^+$	3
	E	Perl.-Ferr.	31,3$^+$	15
	E	gehärtet	11,53$^+$	7
	E	angelassen	16,86$^+$	8
	E	Ferrit	25,17$^+$	11
	C	Perlit	36,2$^+$	3
	D	Perlit	40,46$^+$	3
GGG	A'	Ferrit	77,58	6
	B'	Perl.-Ferr.	57,3	2
	C'	Perlit	45,53$^+$	3
	F'	Ferrit	85,54	3
	E'	angelassen	24,4$^+$	2
	D'	gehärtet	9,07$^+$	3
GTS	C"	Ferrit	71,09	3
	D"	Perlit	63,32	3
	A"	Ferrit	52,78	4
	B"	Perlit	59,87	3
GS	A'"	Perl.-Ferr.	105,53	3

Tabelle 10: K_c- und K_{Ic}-Werte

K_{Ic}-Werte sind mit $^+$ gekennzeichnet. In der Gruppe "Lamellares" Gußeisen wurden die K_{Ic}-Werte für den Beginn der instabilen Rißausbreitung berechnet, der in der Regel unterhalb von P_{max} ($\rightarrow K_{max}$) lag. Die Berechnung für die anderen Werkstoffe erfolgte nach den Angaben von Abschnitt 6.2..

7. DISKUSSION DER ERGEBNISSE

7.1. Mechanische Versuche

7.1.1. Zyklische Zug- und Biegeversuche

Die Bilder 22 bis 26 sind qualitativ in Bild 43 zusammengefaßt worden. Es ergeben sich charakteristische Unterschiede für Guß-

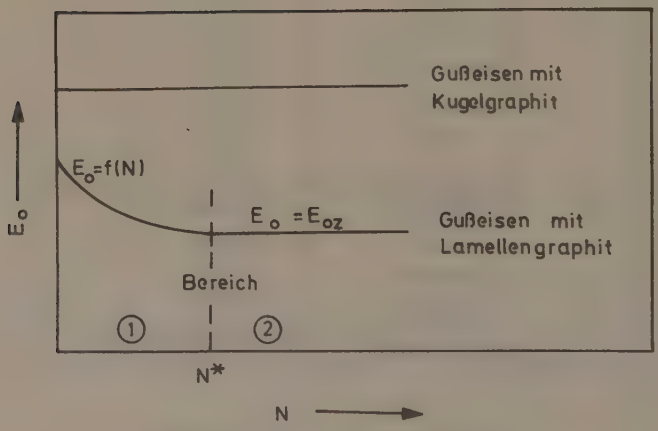


Bild 43: Qualitative Darstellung der Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls im Ursprung, E_o, von der Zahl der Lastwechsel, N, für Gußeisen mit "Lamellen"- und Kugelgraphit

eisen mit "Lamellen"- und mit Kugelgraphit. Für die erste Werkstoffgruppe fällt E_o zunächst mit N. Ab einer Lastwechselzahl N^*, die zwischen 5 und 10 liegt, bleibt E_o konstant. Das Werkstoffverhalten hat sich stabilisiert; es ist durch nahezu linear-elastische Verformung gekennzeichnet mit einem zyklischen Elastizitätsmodul im Ursprung, E_{oz}, der kleiner als der Vergleichswert für den jungfräulichen Werkstoffzustand ist. Für Gußeisen mit Kugelgraphit bleibt E_o konstant; schon im jungfräulichen Zustand ist das Verhalten linear-elastisch.

Das Versuchsergebnis kann durch den Aufbau des Werkstoffes erklärt werden. Die blätterförmigen Graphitpartikel- in zwei Dimensionen Lamellen - sind die schwächsten Punkte im Werkstoff. Da zwischen den Basisebenen des Graphits relativ kleine Anziehungskräfte wirken, ist die Rißbildung stark erleichtert. Wir dürfen davon ausgehen, daß im jungfräulichen Zustand nur einzelne Graphitblätter bereits gespalten sind; im ersten Lastzyklus werden viele Risse gebildet, die sich mit steigender Last aufweiten und bis zu einer gewissen Länge wachsen. Bevorzugt entstehen Risse in den Lamellen, die senkrecht zur einwirkenden Spannung liegen [70)71)]. Die Rißbildung in der Matrix wird von der Kerbwirkung des Graphits gefördert. Der Abfall von E_o nach dem ersten Lastzyklus beruht also auf Rißbildung und Volumenvergrößerung der Hohlräume [74)75)]. Im zweiten Belastungsvorgang stehen weniger Keimstellen zur Verfügung, weil die meisten rißgefährdeten Graphitpartikel schon angerissen sind. Die Rißbildung klingt ab. Dieser Mechanismus kommt schließlich in den folgenden Lastzyklen völlig zum Stillstand; es stehen keine Keimstellen mehr zur Verfügung. Analog dazu nimmt auch das Wachstum der Risse zusammen mit der Volumenvergrößerung ab.

In Gußeisen mit Kugelgraphit ist die Rißbildung wegen der erheblich kleineren Spannungskonzentrationen stark erschwert. Die Spannungsberechnung in der Nähe des kugelförmigen Graphits nach der Kerbtheorie ist zulässig und führt zu Spannungskonzentrationsfaktoren, die maximal den Wert 3 erreichen können [79)]. Auch das

Rißwachstum verläuft langsamer, da ein möglicherweise gebildeter Riß den größten Teil des Weges in der Matrix zurücklegen muß. Hieraus ergibt sich als Folgerung, daß in dieser Gruppe der geometrische Aufbau der Struktur prinzipiell gleich bleibt. Lediglich eine Volumenänderung [74)75)77)] tritt ein.

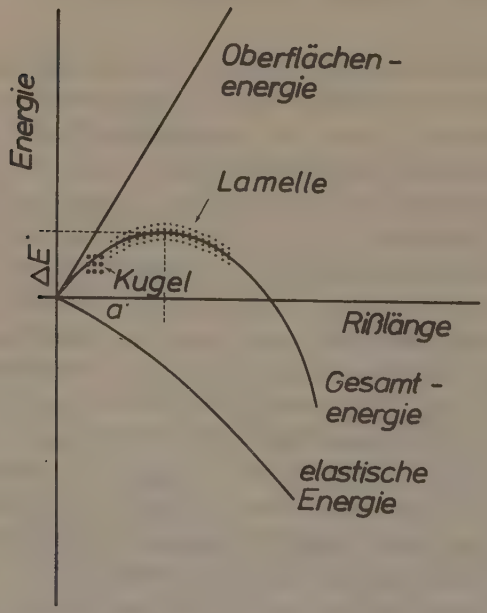


Bild 44: Qualitative Darstellung der Abhängigkeit zwischen Energie und Rißlänge

Die Ergebnisse der Biegeversuche kann man qualitativ in einem Diagramm zusammenfassen (Bild 4). Aufgetragen ist die Gesamtenergie des Risses über der Rißlänge. Wie zu sehen ist, wird in "lamellarem" Gußeisen ein ganz wesentlicher Teil der Rißbildungs-

energie von den Graphit"lamellen" geliefert. Der Beitrag einer Kugel ist im Vergleich dazu viel kleiner. "Lamelle" und Kugel entsprechen bereits vorgegebenen Rissen einer bestimmten Länge. Diese Deutung ist analog zu der Aussage von Thum-Ude [70], daß Gußeisen als ein defektdurchsetzter Werkstoff anzusehen ist. Je größer die "Lamellen" sind und je mehr Risse gebildet werden, desto kleiner wird E_{oz}. Der konstante Wert von E_{oz} beruht darauf, daß weiteres Rißwachstum nach den Charakteristiken der Ermüdung verläuft. Die Kurve TT 1 in Bild 22 zeigt, daß eine extreme Erhöhung der Maximalspannung bereits nach wenigen Lastwechseln zum Versagen führt, ohne daß sich das mechanische Verhalten stabilisiert; E_o fällt dabei sehr stark.

In diesem Zusammenhang fällt der andersartige Verlauf der Kurven des Bildes 21 auf. Der konstante Wert von E_o (E_o-E_{oz}) wird auf den Zustand der Proben vor Versuchsbeginn zurückgeführt, die einem Bruchstück entnommen worden waren und nicht mehr im jungfräulichen Zustand vorlagen. Als Ursache kommt die mechanische Bearbeitung zusammen mit der Betriebsbeanspruchung in Frage. Besonders interessant ist die Kurve TT 1. Hier fällt E_o nach dem dritten Lastzyklus. Erst nach dem zehnten Lastzyklus stabilisiert sich das Werkstoffverhalten wieder. Dies wird so gedeutet, daß sich im dritten Lastzyklus einer oder mehrere Risse gebildet haben. Unterstützt wird die Deutung dadurch, daß in diesem Versuch eine relativ hohe Maximalspannung gewählt worden war.

Wichtigstes Ergebnis der zyklischen Zug- und Biegeversuche ist der Nachweis linear-elastischen Verhaltens. Da die Analyse linear-elastischer Bruchmechanik auf diese Werkstoffgruppen angewendet werden darf, kann die an der Lastlinie der DCB-Probe gemessene Kraft zur Berechnung der Spannungsintensität an der Spitze des wachsenden Risses herangezogen werden.

Die Messungen der zyklischen Zug- und Biegeversuche konnten durch die Nachgiebigkeitsprüfungen bestätigt werden. Alle Werkstoffe zeigten bei kleinen Spannungsintensitäten linear-elastisches

Verhalten, so daß sich der Elastizitätsmodul bestimmen ließ. Erst bei Annäherung an K_{Ic} bzw. K_c erfolgte bei allen Werkstoffen der Übergang zu Plastizität; die Nicht-Linearität in Verbindung mit Rißausbreitung setzte in den perlitischen Graugußsorten bei $F_Q=0,75\ F_{max}$ ein. In den spröden Varianten wie den gehärteten Sorten E und D' war die Elastizitätsgrenze erst bei 0,95 bzw. 0,85 F_{max} erreicht, während duktilere Sorten wie A' und F' bis zu mittleren Spannungsintensitäten linear-elastisch blieben. Bei den Nachgiebigkeitsmessungen an den duktileren Sorten wie A' mußte man mit kleinen Rißlängen und kleinen Lasten arbeiten; anderenfalls gab es große Meßfehler infolge des Plastizitätseinflusses. Der relativ große Unterschied in den Meßwerten der Sorte C' ist vermutlich auf die Sprödigkeit des Werkstoffes zurückzuführen.

	E_{oz}/GN m^{-2}	
Werkstoff	gemessen in zyklischen Zug- u. Biegeversuchen	Gemessen in Nachgiebigkeitsprüfgn.
GG : A	65	64
B	80	80
C	120	100
D	120	125
GGG : A'	130	140
B'	135	140
C'	167	150

Tabelle 11: E_{oz}-Werte

7.1.2. Ermüdungsversuche

Die Meßkurven der Bilder 25-38 sind in Bild 45 zusammengefaßt worden. Betrachten wir zunächst die Geschwindigkeiten der Er-

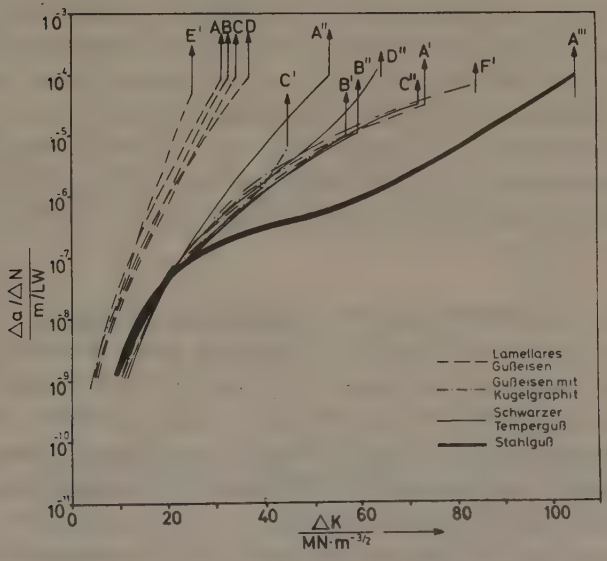


Bild 45: Geschwindigkeiten von Ermüdungsrissen für Gußwerkstoffe auf Eisenbasis aufgetragen über der Amplitude der Spannungsintensität

müdungsrisse im Bereich 2, so gibt es drei große Gruppen:

- o "Lamellares" Gußeisen
- o Gußeisen mit Kugelgraphit und Schwarzer Temperguß
- o Stahlguß

Erst bei hohen Spannungsintensitäten im Übergangsgebiet zu Bereich 3 streben die einzelnen Meßkurven auseinander. Eine Aus-

nahme ist die angelassene Sorte A' (= E'), die bereits bei kleinen Spannungsintensitätsamplituden extrem hohe Geschwindigkeiten zeigt. Der K_{Ic}-Wert ist klein.

Die unterschiedliche Struktur der Gußeisengruppen verursacht verschiedenartige Rißausbreitung. Im Bereich 2 ist die Primärstruktur der dominierende Parameter. Am günstigsten verhält sich der graphitfreie Stahlguß. Erwartungsgemäß liegt Gußeisen mit Kugelgraphit etwas schlechter. Eine beschleunigende Wirkung durch die Spannungsfelder um die Graphitkugeln kann somit nachgewiesen werden. Die größten Geschwindigkeiten hat Gußeisen mit "Lamellen"graphit. Der Grund liegt in der Rißbildung, die durch die Graphitgeometrie erheblich erleichtert wird, und im Rißwachstum, das große Teile des Weges im Graphit zurücklegen kann.

Greifen wir die Meßkurven für "Lamellares" Gußeisen heraus (Bild 45), so fällt die vergleichsweise große Streuung der Meßkurven im Bereich 2 ins Auge. Die starken Schwankungen der einzelnen Meßpunkte (Bilder 25-28) können in erster Linie durch die extremen lokalen Verhältnisse im jeweiligen Werkstoff erklärt werden, die sprunghafte Rißausbreitung begünstigen. Ein weiterer Grund dürfte darin liegen, daß die Rißspitze nur näherungsweise bestimmt werden kann, da die gespaltenen "Lamellen" im Spannungsfeld des Risses den gleichen Kontrast wie die Rißspitze im Lichtmikroskop abgeben.

Im Bereich 3 liegt Gewaltbruch durch mechanisches Reißen vor. Deshalb ist die Streuung hier kleiner (K_{Ic}-Werte, Tabelle 10). Es gilt die Regel, daß die K_{Ic}-Werte proportional zur Zugfestigkeit ansteigen. Da die Zugfestigkeit und der Elastizitätsmodul proportional sind, besteht für den Elastizitätsmodul die gleiche Beziehung. Für den Sättigungsgrad wäre in erster Näherung eine entgegengesetzte Relation gültig[80].

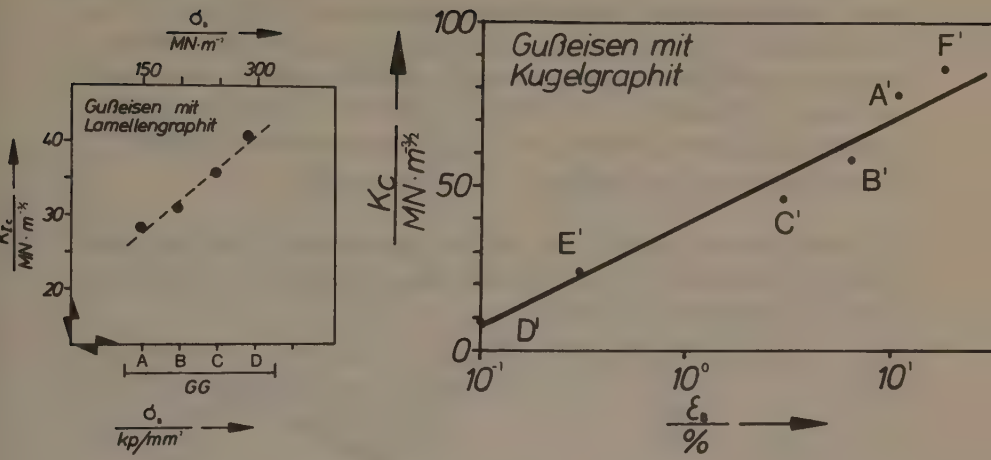


Bild 46: Zusammenhang zwischen K_{Ic} bzw. K_c und Kenngrößen des Zugversuches für Gußeisen mit "Lamellen"- und mit Kugelgraphit

Diese Kennwerte können direkt auf die Mikrostruktur bezogen werden: Mikroskopischer Einflußfaktor ist die Graphit- bzw. Defektgröße. Kurze, gedrungene Graphit"lamellen" führen in technischen Gußeisen zu hoher Festigkeit und hohem Elastizitätsmodul.

Die Geschwindigkeiten in technischen Gußeisen mit Kugelgraphit sind im Bereich 2 gleich (Bild 47). Große Unterschiede treten bei den K_c-Werten auf, die zwischen 25 und 90 MN $m^{-3/2}$ liegen können. Das entspricht der Erfahrung, daß sich für diese Werkstoffgruppe die Festigkeitseigenschaften über einen weiten Bereich durch Wärmebehandlungen variieren lassen.

Im Gegensatz zu "lamellarem" Gußeisen ist die Sekundärstruktur verantwortlich für die Größe der kritischen Spannungsintensität der jeweiligen Sorte; der Unterschied zu den Meßwerten der "lamellaren" Graugußsorten beruht auf der Formvariation des Graphits. Ein hoher K_c-Wert wird durch eine duktile Matrix und ganz allgemein eine kleine Festigkeit in Verbindung mit hoher Duktilität erzeugt, d.h. ein großer Bruchdehnungswert führt auch zu einem großen K_c- bzw. K_{Ic}-Wert.

Durch Wärmebehandlungen werden die mechanischen und bruchmechanischen Eigenschaften der verschiedenen Werkstoffe der Gruppe GGG entscheidend verändert.

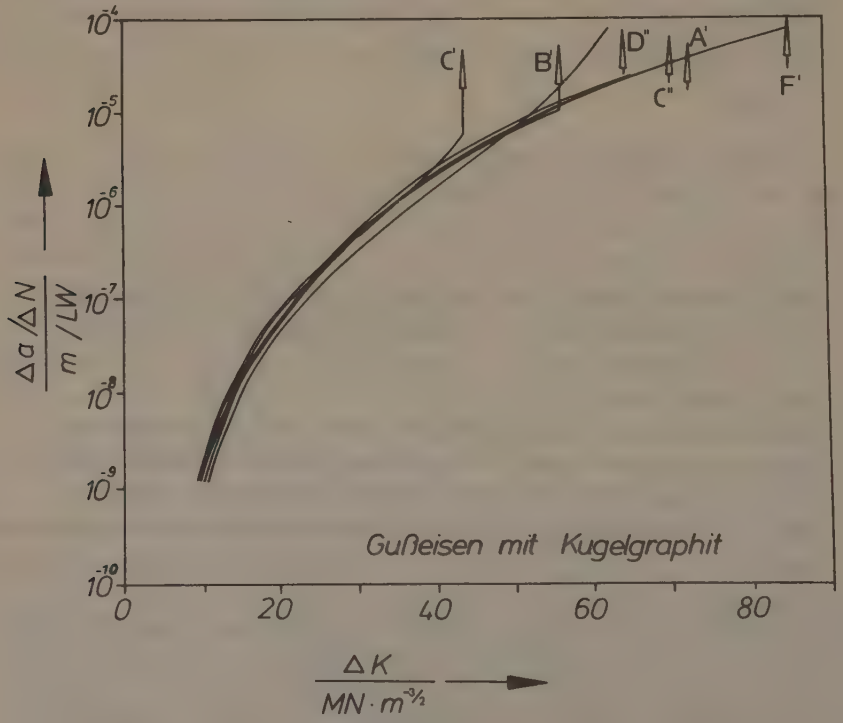


Bild 47: Ermüdungsrißwachstum in Gußeisen mit Kugelgraphit, aufgetragen über der Amplitude der Spannungsintensität

In Bild 48 sind Kugelgraphit-Gußeisensorten mit verschiedener Matrix zusammengefaßt worden. Die ferritische Matrix besitzt den größten Widerstand gegen Rißwachstum. Sorten mit perlitisch-ferritischer und rein perlitischer Matrix haben zwar unter statischen Bedingungen bessere Festigkeitseigenschaften, sind aber

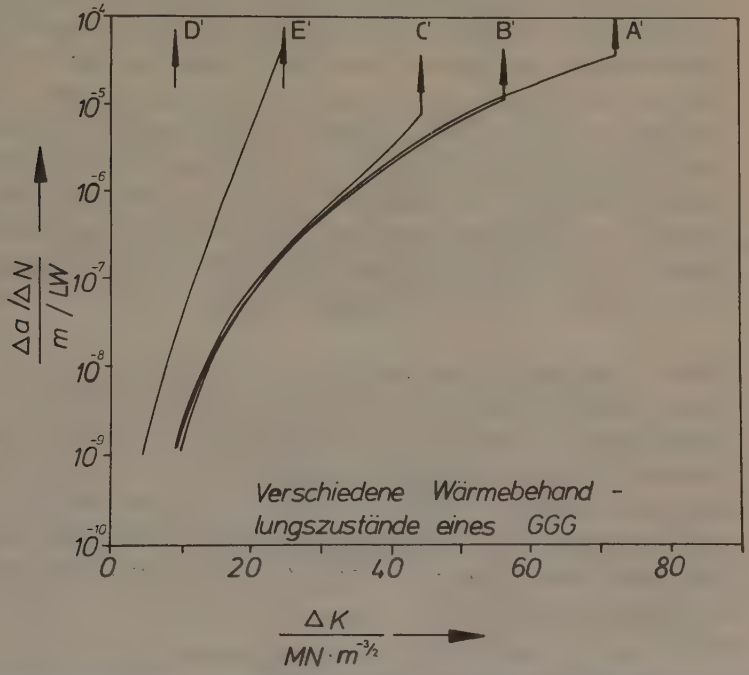


Bild 48: Ermüdungsrißwachstum für verschiedene Wärmebehandlungsvarianten eines Gußeisens mit Kugelgraphit

in ihren bruchmechanischen Kennwerten schlechter. Während in ferritischer Matrix starkes plastisches Fließen um die Graphitkugeln die aufgebrachten Kräfte abbauen kann, ist dies in perlitischer Matrix nur begrenzt möglich. Bereits bei kleinen Spannungen kommt es zur Bildung von Rissen an Graphitkugeln (Gilbert [77]).

Im gehärteten und vergüteten Zustand nimmt die Primärstruktur nur noch wenig Einfluß auf die Höhe der K_{Ic}-Werte (vergleiche Tabelle 11). Die in diesem Fall sehr niedrigen Meßwerte sind nur auf die spröde Matrix zurückzuführen. Im gehärteten Zustand (= D') besteht die Matrix in erster Linie aus Sorbit und Martensit; die Matrix hat eine sehr kleine Verformbarkeit. Rißbildung und Rißwachstum setzen wegen der kleinen Anziehungskräfte zwischen den Basisebenen wesentlich schneller ein. Auch im vergüteten Zustand (= E') bleibt diese Grundcharakteristik der Spaltung erhalten, jedoch führt die Entfestigung in Form von fein verteiltem Zementit zu einem Anstieg der Bruchzähigkeit. Beim Rißwachstum im Bereich 2 ist selbst noch gegenüber dem "lamellaren" Grauguß eine deutliche Beschleunigung vorhanden. Deshalb läßt sich diese Meßgerade nicht nach den bekannten halbempirischen Korrelationen beschreiben.

Ganz im Gegensatz dazu verhält sich die Sorte F' sehr duktil (siehe auch Tabelle 11). Die hohe Bruchdehnung läßt auf starkes plastisches Fließen um die Graphitkugeln schließen; daraus kann auch der hohe K_c-Wert hergeleitet werden. Der Vergleich der Meßkurven im Bereich 2 (Bild 47) zeigt charakteristische Unterschiede. Im oberen Teil ist die Beschleunigung durch die Graphitkugeln bei Annäherung an K_c besonders stark. Die jeweilige Größe kann durch den Faktor

$$\frac{K_c}{K_c - \Delta K}$$

erfaßt werden [81]. In Bild 46 sind die gemessenen K_c-Werte der verschiedenen Kugelgraphit-Gußeisensorten über der Bruchdehnung aufgetragen worden.

Die Verzögerung des Rißwachstums im unteren Teil der gemessenen Kurven, wie sie im Vergleich zu Stahlguß beobachtet wird (siehe Bild 45), ergibt sich aus der unterschiedlichen Werkstoffstruktur. In diesem Zusammenhang wäre es interessant gewesen, den Volumenanteil und den Kugeldurchmesser des Graphits zu variieren. Leider

war es nicht möglich, solche Werkstoffe zu bekommen.

Die großen Unterschiede der K_c-Werte, wie sie in der Gruppe GGG gemessen wurden, verschwinden für die Gruppe Schwarzer Temperguß (Bild 49); die gegenüber Gußeisen mit Kugelgraphit geänderte Graphitgeometrie (hier Knoten) hat keinen großen Einfluß auf die Meßwerte. Sie wird im folgenden als "kompakt" bzw. "Kompaktgraphit" bezeichnet.

Im Bereich 2 fallen die Meßkurven in ein Streuband. Die Auffächerung bei Annäherung an die Instabilität ist die Folge der hier einsetzenden Beschleunigung (siehe vorheriges Kapitel). Die K_c-Werte für die perlitische Matrix (Sorten B" und D") sind höher als beim vergleichbaren Kugelgraphitguß C'. Sie lassen auf eine bessere Duktilität der Matrix schließen (siehe auch Tabelle 4 und 5).

Erwartungsgemäß liegt der ferritische schwarze Temperguß A" im K_c-Wert etwas höher. Das entspricht dem äquivalenten Vergleich Sorte A'-Sorte C'. Jedoch ist die kritische Spannungsintensität bei der Sorte A" kleiner als für die drei anderen Tempergußwerkstoffe. Dieses überraschende Ergebnis steht ganz im Widerspruch zu der Erfahrung, daß die ferritische Matrix in diesem Werkstofftyp die besten Voraussetzungen zur Erzielung hoher Duktilität liefern sollte. Die erleichterte Rißausbreitung könnte beispielsweise auf Korngrenzenausscheidungen zurückzuführen sein, die interkristallinen Bruch fördern. Eine unerwünschte Graphitausbildung kann ebenfalls in dieser Richtung wirken (siehe auch Tabelle 5).

Die niedrigsten Geschwindigkeiten für Ermüdungsrisse hat Stahlguß. Entsprechend hoch ist auch der K_c-Wert (siehe Bild 45). Der Aufbau des Werkstoffes entspricht einem graphitfreien perlitisch-ferritischen Gußeisen. Die Verzögerung gegenüber den anderen Meßkurven in den Bereichen 2 und 3 ist auf die fehlende Einflußnahme des Graphits zurückzuführen. Bei kleinen und mittleren ΔK-Werten stimmen die Meßkurve und die E-Modul-Korrelation nach Speidel [34]

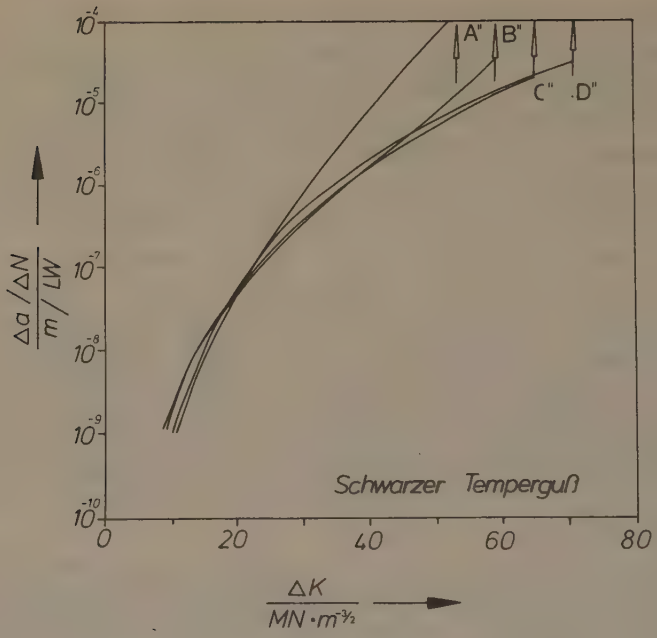


Bild 49: Ermüdungsrißwachstum für verschiedene Sorten der Gruppe "Schwarzer Temperguß"

für E = 206 GN m^{-2} gut überein. Im oberen Teil des Bereiches 2 tritt mit wachsendem ΔK immer stärkere plastische Verformung in der Probe auf. Ab ΔK = 55 MN $m^{-3/2}$ geht die mit starkem plastischen Fließen verbundene wiederholte Abgleitung in rein mechanisches Reißen über. Der Betrag der Beschleunigung ist durch den Faktor $\frac{K_c}{K_c - \Delta K}$ erfaßbar[81].

7.1.3. Bruchzähigkeitsversuche

Aus den Diagrammen 39-42 sieht man, daß zwischen 1cm und 4cm Probendicke alle K_c-Werte unter den Bedingungen ebener Dehnung gewonnen wurden. K_c ist konstant und entspricht K_{Ic}. Daraus

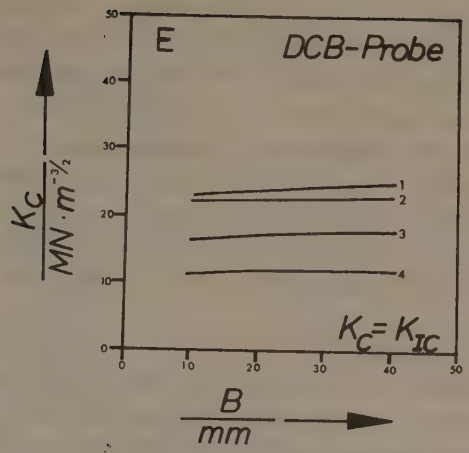


Bild 50: Abhängigkeit der kritischen Spannungsintensität K_c von der Probendicke B (DCB-Probe) für vier verschiedene Wärmebehandlungsvarianten der Sorte E
Kurve 1: perlitisch-ferritische Matrix
Kurve 2: ferritische Matrix
Kurve 3: angelassener Zustand
Kurve 4: gehärteter Zustand

ergibt sich die Folgerung, daß für die 4 "lamellaren" Gußeisen der Ermüdungsversuche K_{Ic}-Werte gegeben sind. Die K_{Ic}-Werte wurden jeweils für den Punkt des F-δ-Diagrammes berechnet, an dem instabiles Rißwachstum einsetzte. In perlitisch-ferritischer Matrix ist dies bei $F_Q = 0{,}75\ F_{max}$ erfüllt. Im gehärteten und angelassenen Zustand wächst der Riß bei Erreichen von F_{max} [8]. Beim Vergleich mit dem rein perlitischen GG-A der Ermüdungsversuche fällt auf, daß der Wert der hier vorliegenden perlitisch-ferritischen Sorte E um durchschnittlich 6 MN $m^{-3/2}$ niedriger liegt. Die Ergebnisse von Glover-Pollard [50)-52)] können nicht bestätigt werden. Auch die Ergebnisse der ferritisch geglühten Sorte E können

die Aussagen der Autoren nicht bestätigen. Durchschnittlich liegen die Meßwerte um etwa 1 MN $m^{-3/2}$ niedriger als für die perlitisch-ferritische Matrix. Allerdings streuen die Meßwerte sehr stark. Das liegt daran, daß hier bevorzugt an der Probenoberfläche während des Versuches Rißverästelung auftritt, welche die optische Messung erschwert. Die Verästelung besteht in der Aufspaltung des Hauptrisses in zwei oder mehrere Einzelrisse und in der Bildung von Rissen vor der eigentlichen Rißspitze. Treten mehrere Risse auf, erniedrigt sich der gemessene K_{Ic}-Wert (Bild 40).

Die Erklärung für den relativ kleinen K_{Ic}-Wert des ferritischen GG-E ist nicht sicher möglich. Es handelt sich vermutlich um ein Problem des Abbaus von Spannungskonzentrationen im Kerbgrund. Alle möglichen Erklärungen scheitern jedoch daran, daß sich die Geometriebedingungen und daraus folgend Spannungskonzentrationen, Rißbildung und Rißwachstum durch den bei der Wärmebehandlung angelagerten Segregatgraphit geändert haben. Hinzu kommt, daß ein Einfluß der Oxidation sehr wahrscheinlich ist.

Die Streuung der Ergebnisse für die angelassene und gehärtete Sorte E ist viel kleiner; der Riß breitet sich durch Spaltung von Graphit und Matrix aus. Der Vergleich mit den gleich wärmebehandelten Varianten der Sorte A' erlaubt die Bestimmung des Einflusses der Primärstruktur. Im gehärteten Zustand sind die Meßwerte der Sorten E und D' etwa gleich. Das heißt, daß hier das Bruchverhalten in erster Linie von den Matrixeigenschaften festgelegt wird. Ursache für die niedrigen Werte ist die Spaltung. Im angelassenen Zustand kommt bereits der Einfluß der Primärstruktur zum Vorschein. Der K_{Ic}-Wert für die angelassene Sorte E' ist um den Faktor 1,5 höher als für die Sorte E (angelassen).

Die Gültigkeit der K_{Ic}-Werte kann anhand bruchmechanischer Gesetzmäßigkeiten nachgewiesen werden. Bild 51 zeigt die Unabhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Länge eines Risses für den Werkstoff GG-E , wie sie vom Bruchmechanik-Konzept gefordert wird. In den

anderen Varianten der Sorte E schwankte die Rißlänge noch weniger. Somit darf es als sicher gelten, daß auch dort K_{Ic} nicht von der Rißlänge beeinflußt wird.

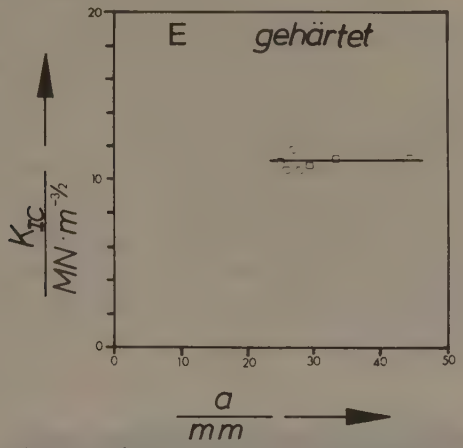


Bild 51: Zusammenhang zwischen der Bruchzähigkeit K_{Ic} und der Rißlänge a in der gehärteten Sorte E, DCB-Probe

Das ist ein weiterer Hinweis dafür, daß die Analyse linearelastischer Bruchmechanik auf diesen Werkstofftyp angewendet werden darf.

7.2. Mikroskopische Untersuchungen

7.2.1. Änderung des Bruchverhaltens bei Änderung der Spannungsintensitätsamplitude

In duktilen Sorten wie E wechselt das Bruchverhalten bei steigendem ΔK-Wert von spröde zu stark plastisch verformbar. In Sorten hoher Festigkeit (C') kann es spröde bleiben oder bei großem ΔK nur kleine plastische Verformbarkeit zeigen (Sorte B"). Es gibt Sonderfälle, in denen auf Grund lokaler Bedingungen (Beispiel Korngrenzenausscheidungen) der Bruch von duktil zu spröde wechseln kann (Sorte A"). Typische Bruchform bei wiederholter Abgleitung sind Rastlinien. Bei hohen Spannungsintensitäten

entstehen wegen des geänderten Spannungszustandes Grübchen; in spröden Werkstoffen kennzeichnen Spaltstufen, Flußlinien und Spaltebenen die Bruchfläche (Sorte C')[83)84)].

Beispiele:

Bei kleinen ΔK-Werten im Übergangsgebiet von Bereich 2 zu Bereich 1 sind die Werkstoffe durch sehr kleine lokal-plastische Verformungen charakterisiert. Vorherrschender Mechanismus des Ermüdungsrißwachstums in der Matrix ist wiederholte Abgleitung. Jedoch kommen auch typische Erscheinungsformen des Sprödbruches wie Flußlinien und interkristalliner Bruch vor. In Bild 52 ist die für kleine Spannungsintensitäten typische Bruchfläche am Beispiel des GGG-A' abgebildet. Deutlich sind die verschiedenen betätigten Gleitsysteme in den einzelnen Körnern zu sehen. Der

Bild 52: Spröder Ermüdungsbruch in GGG-A', ΔK= 13 MN $m^{-3/2}$

Bruch selbst ist interkristallin mit Sprödbruchanteilen (Flußlinien im Bild oben links). Um die Korngrenzen sind teilweise plastisch verformte Bereiche zu sehen (Bildmitte). Das Verhalten der anderen Werkstoffe ist ähnlich; Abweichungen entsprechen den unterschiedlichen mechanisch-metallurgischen Bedingungen.

Auch im Bereich 2 kennzeichnet die Rastlinienanordnung die Bruchflächen aller Werkstoffe; im Bereich 3 treten Bruchformen auf, wie sie auf Grund der Kennwerte für statische Versuche zu erwarten sind. Die Sorte A' (Bild 29) zeigt extreme plastische Verformbarkeit (siehe auch Bild 53). Die Rastlinien werden dikker, was auf lokal starkes plastisches Fließen schließen läßt. Im Gegensatz dazu bleibt die Sorte C' auch unter diesen extremen Bedingungen noch fast ideal spröde (Bild 54). Die Bruchfläche enthält Flußlinien und Spaltflächen mit Mikrorissen. Das für den gleichen Bereich in Sorte A" aufgenommene Bild 55 liefert die Erkärung für den relativ niedrigen K_c-Wert (Bild 48, Tabelle 10). Bei hohen Spannungsintensitäten wird das Bruchverhalten hier durch spröde Zonen charakterisiert. Dafür sind in erster Linie die Korngrenzen verantwortlich, die als Keimstellen für die Rißbildung wirken. Eigentliche Ursache sind vermutlich Ausscheidungsbereiche um die Korngrenzen.

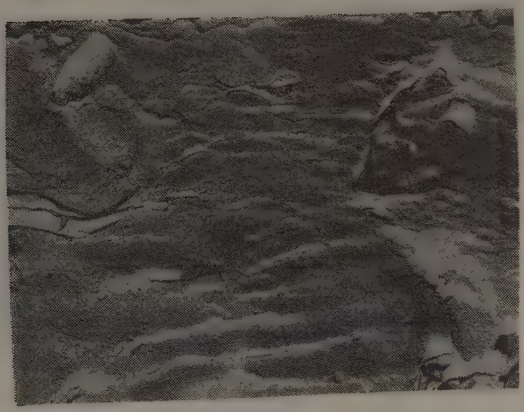


Bild 53: Plastischer Bruch in der Sorte A', ΔK = 50 MN $m^{-3/2}$

Bild 54: Spaltbruch bei K_{Ic} = 50 MN $m^{-3/2}$, Sorte C'

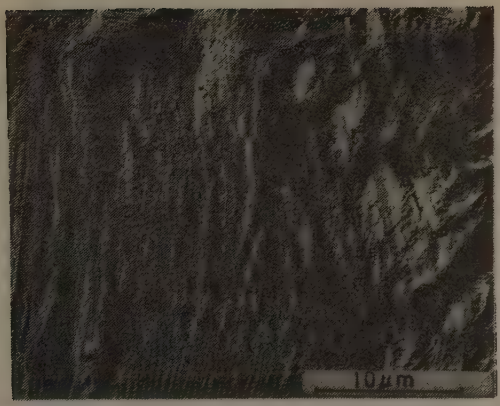


Bild 55: Spröder Bruch in Sorte A", $\Delta K = 50{,}5$ MN $m^{-3/2}$, Flußlinien (oben links), Korngrenze (oben mitte), Spaltstufen an Korngrenze (rechts)

Bei Erreichen von K_c (K_{Ic}) gleiten die Kristallebenen über große Strecken aufeinander ab; dabei entstehen auf der Bruchfläche Grübchen (Bild 56).

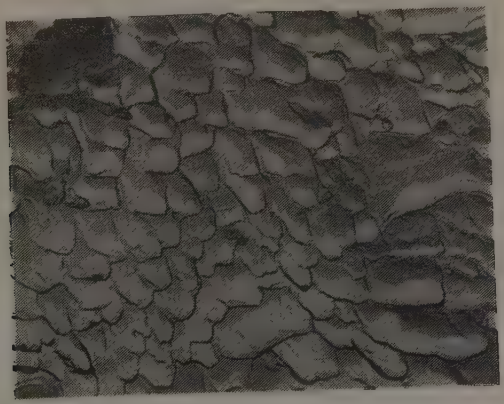


Bild 56: Grübchen in der Matrix, K_{Ic}, Sorte D

Die dargestellten Bruchformen ergeben sich aus den Gesetzen des Ermüdungsrißwachstums (in der Matrix). Die Rißbildungsphase an der Grenzfläche Matrix-Graphit ist ein typisches Merkmal der Rißausbreitung in Gußeisen.

7.2.2. Rißbildung und Rißwachstum

Bevor die Rißbildung in der Matrix einsetzt, wird zunächst das Volumen der Graphitpartikel vergrößert (Gilbert [78)79)81)]). Bild 57 zeigt "aufgeblähte" Graphit"lamellen" bei $\Delta K=32$ MN $m^{-3/2}$ in GG-A (siehe auch Bild 28). Der gleiche Prozeß läuft auch in kugelgraphithaltigem Gußeisen ab (Bild 58). Die Kugel geht in einen Ellipsoid über, dessen Hauptachse in der Lastrichtung liegt. In

Bild 57: Bruchverlauf bei $\Delta K=32$ MN $m^{-3/2}$ in Sorte D, Riß oben, Spannung senkrecht zur Rißflanke, siehe auch Bilder 14 und 28

"lamellarem" Gußeisen bildet sich der Riß normalerweise an den Enden der "Lamelle" (Bilder 59 und 60) [82)]. Lediglich bei ungünstiger Orientierung wächst der Riß auch an anderen Stellen

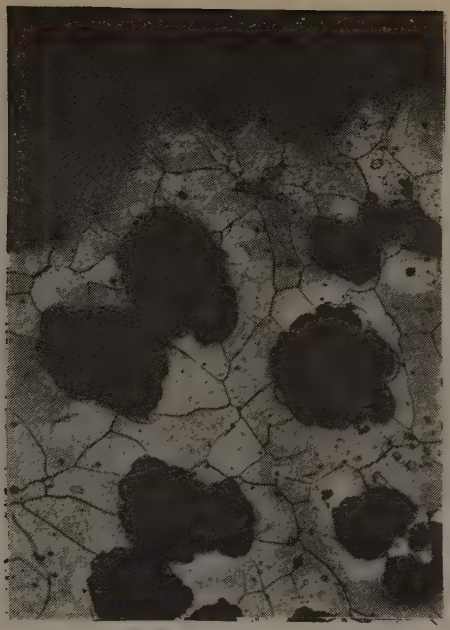


Bild 58: Verformte Graphithohlräume, Sorte A', Riß oben

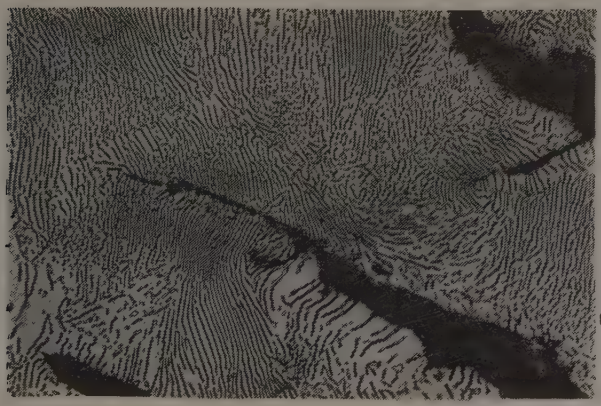


Bild 59: Rißwachstum am Ende einer Graphit"lamelle",
Sorte B

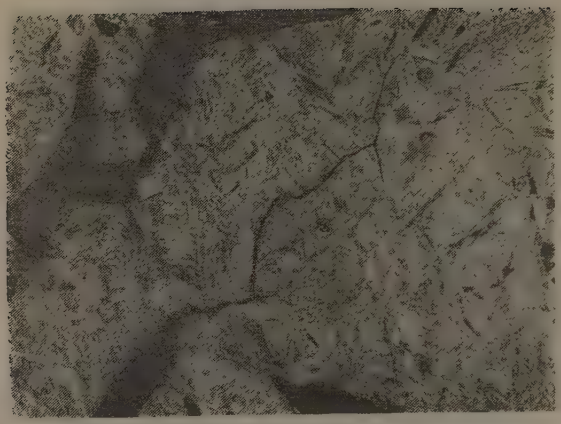


Bild 60: Spaltung und Rißverästelung bei Eintritt eines Risses in die Matrix, Sorte E gehärtet, K_{Ic}

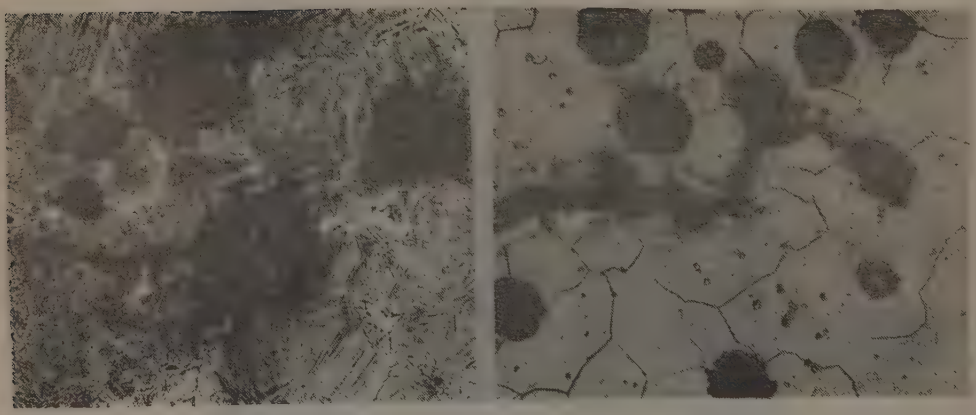


Bild 61: a) Rißbildung an einer Graphitkugel in Sorte D', K_{Ic}
b) Rißbildung an einer Graphitkugel in Sorte F', ΔK=82 MN $m^{-3/2}$

in die Matrix. Je duktiler die Matrix ist, desto stärker ist diese Phase ausgeprägt.

In Gußeisen mit Kugelgraphit verläuft wegen der günstigeren Geometriebedingungen die Rißbildung wesentlich langsamer. Sogar in der gehärteten Matrix ist diese Phase noch deutlich vorhanden. Die gleiche Aussage gilt für die Sorte C' (Bild 61)[85].

Das Rißwachstum ist durch die Wechselwirkung der Rißspitze einschließlich der in ihrer Umgebung gebildeten plastischen Zone mit der Graphitstruktur gekennzeichnet. In "lamellarem" Gußeisen entsprechen die "Graphitlamellen" Rissen einer bestimmten Grösse; sie fördern die Rißverästelung. Ist die Matrix nur wenig plastisch verformbar, beherrscht die Rißverästelung die Ausbreitung des Risses (Bilder 60 und 62). Die Wechselwirkung Riß-Graphit in Sorte A" ist typisch für Gußeisen mit Kompaktgraphit; zusätzlich beeinflussen in diesem Werkstoff Ausscheidungen den Rißverlauf. Der Riß verästelt bei allen Spannungsintensitäten; bei hohen ΔK-Werten können sich gleichwertige Seitenäste bilden (Bild 63, siehe auch Bild 8). Zwar sind sie nicht makroskopisch sichtbar, aber in Einfluß auf die Geschwindigkeit des Ermüdungsrisses kann nachgewiesen werden (Bilder 36 und 37). Nach Speidel[86] liegt die untere Grenze für Rißverästelung in mikroskopischer Größenordnung bei einem Vielfachen des unteren Grenzwertes ΔK_o. Nach dem gleichen Autor ist die Spannungsintensität an den Spitzen der Seitenäste um den Faktor $2^{-1/2}$ kleiner als für einen Einzelriß. Andersson[87] gibt an, daß der von den Rißästen eingeschlossene Winkel kaum eine Rolle für die Größe von K_I spielt. Die Folgerung ist, daß unter solchen Bedingungen Verzögerung und im Grenzfall Stillstand des Risses zu erwarten ist. Untersuchen wir die Bilder 36 und 37 unter Berücksichtigung dieser Kriterien, finden wir eine Bestätigung des Faktors $2^{-1/2}$. Die Übereinstimmung ist allerdings in Sorte A" besser als in Sorte B". Auch die Aussage über die untere Grenze kann in erster Näherung bestätigt werden. Das Ergebnis muß allerdings eingeschränkt werden, da a) in Sorte A" teilweise interkristalliner Bruch eintritt und b) in Wirklichkeit ein dreidimen-

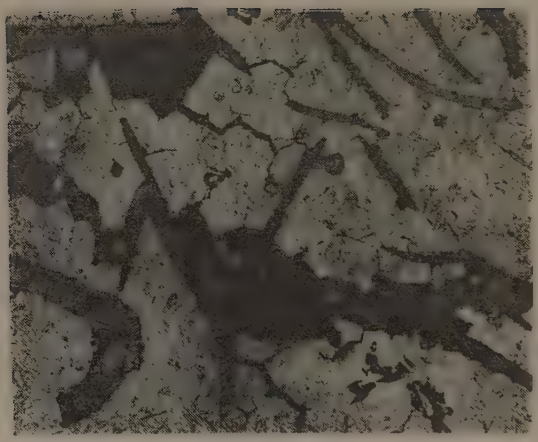
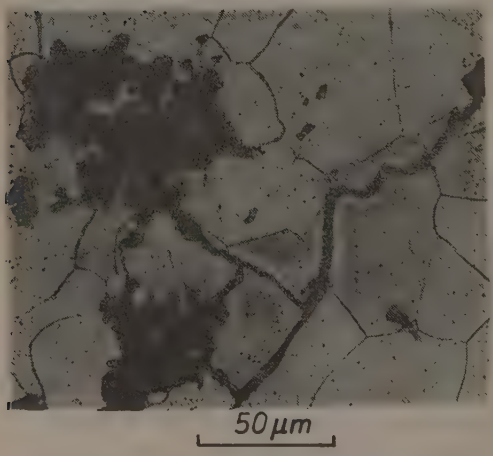


Bild 62: Spaltbruch mit sehr starker Rißverästelung im gehärteten Werkstoff E, K_{Ic}



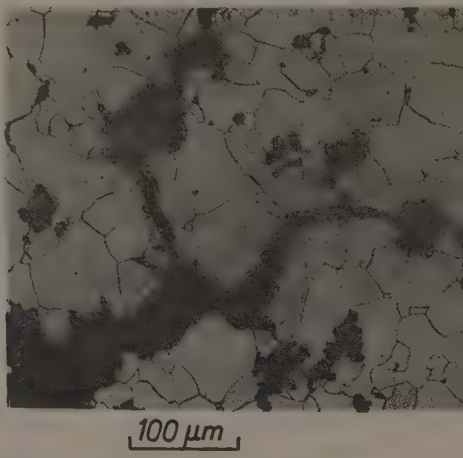


Bild 63: a) Rißverästelung des Ermüdungsrisses in Sorte A", $\Delta K=42$ MN $m^{-3/2}$

b) Ermüdungsriß in Sorte A" bei hohen Spannungsintensitäten $\Delta K=57$ MN $m^{-3/2}$

sionales Rißnetz vorliegt. In der Sorte B" läuft der Bruch teilweise über Spaltung des Ferrit.

7.2.3. Plastische Verformung

Die makroskopisch meßbare Geschwindigkeit des Rißwachstums in Gußeisen ist die Summe zweier Faktoren:

1. Die Geschwindigkeit des Risses in der Matrix
2. Die Geschwindigkeit des Risses in der Umgebung und beim Durchlaufen des Graphits

Für Gußeisen mit "Lamellen"- und mit Kompaktgraphit ergeben sich zwei grundsätzlich verschiedene Kurven, wenn der Rißfortschritt Δa über einem Zeitintervall Δt aufgetragen wird (Bild 64). In "lamellarem" Gußeisen wird der Riß, sobald er in das Spannungsfeld der "Lamelle" eingetreten ist, beschleunigt bis auf die Geschwindigkeit, mit der er sich in der "Graphitlamelle" ausbreitet. Hier ist der Riß am schnellsten. Beim Austritt verzögert sich der Riß dann wieder bis auf die Geschwindigkeit, die für die Matrix charakteristisch ist.

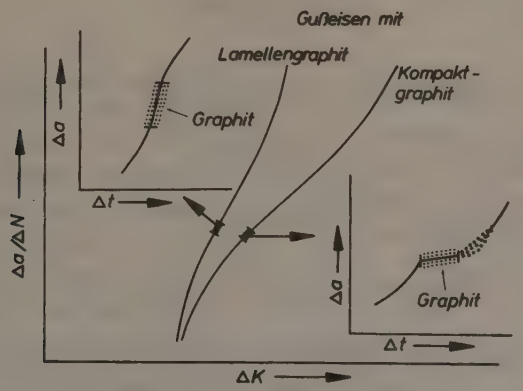


Bild 64: Lokales inhomogenes Rißwachstum, dargestellt am Beispiel des "lamellaren" Gußeisens und des Gußeisens mit Kompaktgraphit

In Gußeisen mit Kompaktgraphit verläuft das Rißwachstum ähnlich bis zum Eintritt in den Graphit. Die Beschleunigung ist weniger stark wegen der kleineren Kerbwirkung einer Kugel. Die Rißgeschwindigkeit in der Graphitkugel ist sehr klein, da zur Keimbildung an der Ausgangsseite eine gewisse Zeit vergeht; die Keimbildungsphase entscheidet die Größe der makroskopischen Meßwerte der Rißgeschwindigkeit.

Die plastischen Verformungen um die Rißspitze können nur für ein homogenes Material berechnet werden. Hahn und Mitarbeiter[88] leiteten für die Größe der plastischen Zone unter zyklischen Bedingungen folgende Beziehung her:

für die y-Richtung: $$r_y^c = 0{,}033 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_s^c} \right)^2 \qquad (27)$$

für die x-Richtung: $$r_x^c = 0{,}0075 \left(\frac{\Delta K}{\sigma_s^c} \right)^2 \qquad (28)$$

mit der zyklischen Streckgrenze $\sigma_s^c \approx 1{,}2\ \sigma_s$

Setzt man Zahlenwerte für σ_s^c ein (nach van Vlack[89])

ferritische Matrix: $\sigma_s = 177{,}3\ \mathrm{MN\ m^{-2}}$

perlitische Matrix: $\sigma_s = 563{,}4\ \mathrm{MN\ m^{-2}}$

kommt man zu folgendem Ergebnis (Tabelle 12).

Wenn die Rißspitze in Wechselwirkung mit Graphitpartikeln steht, ändert sich nicht nur die Spannungsintensität. Noch wichtiger ist die Berücksichtigung der Dehnungen, insbesondere der plastischen Verformung um die Graphitpartikel[90)91)].

Die Berechnung der Spannungen im Bereich der plastisch verformten Zone ist wegen der ungleichförmig verteilten Dehnungen kaum

$\frac{\Delta K}{MN\ m^{-3/2}}$	Ferrit		Perlit	
	$\frac{r_x^c}{\mu m}$	$\frac{r_y^c}{\mu m}$	$\frac{r_x^c}{\mu m}$	$\frac{r_y^c}{\mu m}$
10	16,5	72,6	1,6	7
15	37,2	163,4	3,7	16,3
20	66,4	292,1	6,5	28,6
25	103	453,2	10	44
30	149	655,6	14,7	64,7
50	415	1826	74	325,6

Tabelle 12: Größe der zyklischen plastischen Zone, r_x^c = Ausdehnung in Rißwachstumsrichtung

möglich. Während an der Rißspitze die Analyse linear-elastischer Bruchmechanik gilt, muß auf eine Graphitkugel die Kerbtheorie angewendet werden. Alle Übergangsfälle wie beispielsweise "Lamellen" ergeben sich durch

$$K_I = \lim_{\varrho \to 0} \frac{\sigma_{max}}{2} \sqrt{\pi \varrho} \qquad (29)$$

(Smith-Piper[6]). In der Umgebung einer Kugel ist die obere Spannungshöhe auf 3σ wegen der plastischen Verspannung begrenzt[79]. Die Größe des hierdurch gebildeten plastisch verformten Bereiches ist abhängig von der Streckgrenze der Matrix. In einer ferritischen Matrix wird dieser Bereich wegen der relativ hohen plastischen Verformbarkeit (ε_B hoch) sehr groß werden, ohne daß Risse gebildet werden können. Eine perlitische Matrix als Gegenbeispiel kann zwar höhere Spannungen bis zum Erreichen der Streckgrenze aufnehmen, ist daran anschließend aber stark eingeschränkt in ihrer plastischen Verformbarkeit.

Neben Spannungsintensität an der Rißspitze und Matrixzustand legen auch geometrische Bedingungen die Verteilung der Dehnungen fest. Am wichtigsten ist der mittlere Graphitkugelabstand (nach

Congleton-Anthony[94]):

$$\bar{x} = \sqrt{\frac{2\pi r^2}{3 f_G}} \qquad (30)$$

Der Volumenanteil des Graphits (f_G) liegt in technischen Sorten bei 10 bis 15%. Durch Einsetzen ergibt sich für $\bar{x}$

$$\bar{x} \approx (3{,}7 \div 4{,}5)\ r$$

Der Riß liegt etwa 45 bis 55% seines Weges im Graphit zurück; um eben diesen Teil ist die gesamte Rißweglänge im Vergleich zu einem Werkstoff ohne Graphitkugeln verkürzt. Weiterhin folgt aus diesem Ergebnis für den mittleren Graphitkugelabstand 100 - 150 μm. Bereiche dieser Größenordnung können bei Überschreiten der Streckgrenze sehr leicht durch die um die Kugeln gebildeten plastischen Zonen erfaßt werden.

Vergleichen wir die abgeschätzte Größe für den mittleren Abstand zweier Graphitkugeln mit der Größe der zyklischen plastischen Zone und hier insbesondere mit dem Wert von r_x^c für die Rißwachstumsrichtung, finden wir für die ferritische Matrix bei ΔK = 20-25 MN $m^{-3/2}$ eine Übereinstimmung. In perlitischer Matrix bleibt r_x^c klein gegenüber dem Wert von $\bar{x}$. In dieser Matrix ist also die Wechselwirkung der verschiedenen plastischen Zonen um die Graphitkugeln auszuschließen. Das Rißwachstum ergibt sich allein durch Wechselwirkung des Risses mit einer Graphitkugel. In ferritischer Matrix ist dagegen die gegenseitige Wechselwirkung wahrscheinlich.

Da die genaue Verteilung der Dehnungen in der plastischen Zone nicht bekannt ist, wurde versucht, die plastische Zone anzuätzen. Am besten geeignet schien eine Versuchsdurchführung nach den Angaben von Hahn, Mincer und Rosenfield[92]; den Autoren gelang es, mit Hilfe einer besonderen Technik[93] plastische Verformungen an einem Fe-3 Si-Stahl sichtbar zu machen. Bei Vorversuchen an einem Transformatorenblech ähnlicher chemischer Zusammensetzung

konnte ich Ergebnisse gleicher Art erzielen. In Gußeisen war dies nicht möglich; zwar konnten verschiedene chemische Ätzlösungen Ätzgrübchen auf der Schliffläche erzeugen (Bild 65 c)), der erwartete Zusammenhang zwischen Verformungsgrad und Ätzgrübchendichte war jedoch in keinem Falle gegeben. Lediglich in der Sorte F' die dem Fe-3 Si-Stahl in der chemischen Analyse am nächsten stand, konnte die plastische Zone (makroskopisch) sichtbar gemacht werden (Bilder 65a und 65b). Das Ergebnis ließ eine genaue Auswertung nicht zu. Da im Rahmen dieser Untersuchungen alle in der Literatur bekannten Ätzmittel und -verfahren angewendet wurden, ohne den erhofften Ergolg zu bringen, müßte sich weitere Arbeit auf die Entwicklung eines geeigneten Ätzmittels konzentrieren. Eine entscheidende Rolle scheint der Siliziumanteil zu spielen, da an einem anderen Transformatorenblech mit 2,7% Siliziumanteil wie auch in den anderen Gußeisensorten die Ätzreaktion ausblieb. Auch die Homogenität ist nicht ohne Einfluß (Bild 65c), da in einigen Sorten mit Kugelgraphit bevorzugt die Seigerungszonen angeätzt wurden.

Aus dem Aufbau des Gußeisens und den hierduch induzierten, ungleichmäßig verteilten Spannungen und Dehnungen ergibt sich die Erklärung für den Übergang von Verzögerung zu Beschleunigung im Vergleich zum Stahlguß (Bild 66): die Öffnung an der Rißspitze, δ_t, ist eine Funktion von K, σ_s und E, d.h. in einem bestimmten Werkstoff ist δ_t nur von K abhängig. δ_t könnte also an Stelle von ΔK mit einem anderen Maßstab im $\Delta a/\Delta N$-ΔK-Diagramm aufgetragen werden. Entsprechend diesem Modell sind die Rißgeschwindigkeiten in Gußeisen und Stahlguß (vergleiche Bild 45) genau gleich groß, wenn gilt: δ_t = Größe des Graphits. Analog dazu liegt Beschleunigung bei einer >-Beziehung, Verzögerung bei einer <-Beziehung vor. Ob und wo die Überschneidung (=Beziehung) eintritt, hängt entscheidend von der Matrix ab. Je spröder sie ist, desto kleiner wird die Wirkung des Graphits.

In Gußeisen mit Kompaktgraphit (Ausnahme: die spröde Sorte E') finden wir bei $\Delta K^* = 17\text{-}21$ MN $m^{-3/2}$ die Überschneidung. Sie setzt in den spröden Sorten eher ein als in den duktilen, weil letztere

65a) Vergrößerungsfaktor 5,55

65b) Vergrößerungsfaktor 3,22

65c)

Bild: Angeätzte plastisch verformte Bereiche um die Rißspitze (65a), 65b)) und um die Graphitkugeln (65c)).

Werkstoffe Spannungen weitaus mehr durch plastisches Fließen abbauen können. Die Verzögerung unterhalb von ΔK^* wird dadurch erklärt, daß beim Einlaufen des Risses in eine Kugel die Spannungskonzentrationen abgebaut werden ($\delta_t <$ Kugeldurchmesser). Ganz entsprechend dazu ist die Beschleunigung im Bereich 2 und 3 eine Folge der lokalen Verschärfung der Rißspitze ($\delta_t >$ Kugeldurchmesser). Das ist auch der Grund, weshalb in dieser Werkstoffgruppe der K_c-Wert niedriger als in der Sorte A''' ist.

In Gußeisen mit "lamellarem" Graphit wachsen Risse immer schneller als im Stahlguß: $\delta_t \gg$ Dicke einer Graphit"lamelle". Der Beitrag der "Lamellen" steigt mit größer werdendem ΔK an, so daß der Unterschied zwischen Rißöffnung in der Matrix und Dicke der Graphit-"lamellen" dann größer wird.

Bei einer Wärmebehandlung der Matrix ändern sich σ_s und E. In einer extrem spröden Matrix ist dann δ_t sehr klein. (Beispiele: die Sorten D' und E(geh.)). Im Gußeisen mit Kompaktgraphit wird der Riß zwar lokal abgestumpft und verzögert, die kleine plastische Verformbarkeit der Matrix ist jedoch entscheidend für die schnellere Rißausbreitung. Der K_{Ic}-Wert ist gleich groß wie in der gehärteten Sorte E. Wird die Matrix duktiler, nimmt der Einfluß des Graphits auf das Rißwachstum zu (Beispiele: die Sorten E' und E (angelassen)). Die Änderungen im Gußeisen mit Kompaktgraphit sind göBer als im "lamellaren" Grauguß.

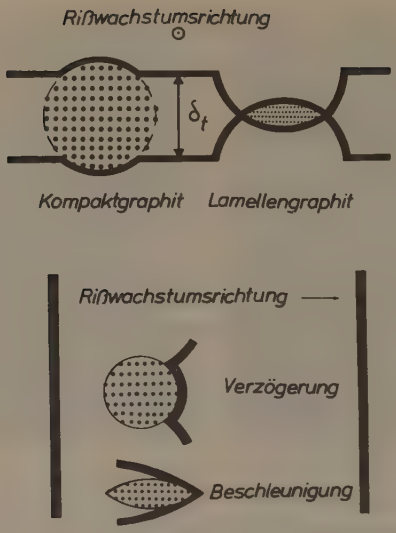


Bild 66: Modellvorstellung für Wechselwirkung zwischen Rißspitze und Graphit

8. FOLGERUNGEN UND AUSBLICK

Die im Gußeisen bei der Erstarrung gebildeten Graphitpartikel prägen das mechanische Verhalten dieses Werkstoffes. Sie wirken wie vorgegebene Risse. Deshalb ist eine duktile Matrix erwünscht, die lokale Spannungsspitzen durch plastisches Fließen abbauen kann. "Lamellarer" Grauguß hat einen kleinen Widerstand gegen Rißausbreitung. Da die K_{Ic}-Werte der verschiedenen Sorten nur wenig variieren, ist ein "lamellarer" Grauguß mit hoher Festigkeit unter bruchmechanischen Gesichtspunkten als beste Lösung anzusehen. Einer der wesentlichen Nachteile bei der technischen Anwendung ergibt sich immer aus der dann verhältnismäßig niedrigen Dämpfung. Deshalb und auch aus Kostengründen wird man sich wohl nur in den seltensten Fällen für ein "Lamellares" Gußeisen hoher Festigkeit entscheiden.

Für höhere Festigkeitsanforderungen sind Gußwerkstoffe mit kugelförmigem Graphit besser geeignet. Als nahezu optimal ist die Sorte A' einzustufen. Mit noch größer werdenden Festigkeiten verschlechtern sich die bruchmechanisch bestimmten Eigenschaften. Solange keine extrem hohen Festigkeiten in Verbindung mit anderen gußeisentypischen Eigenschaften gebraucht werden, sollte unter Ermüdungsbedingungen auf Sorten wie C' verzichtet werden. Als guter Kompromiß bietet sich die Gruppe "Schwarzer Temperguß" an. Die Berechnung der kritischen Defektgröße nach Griffith ist auf alle diese Werkstoffe nicht anwendbar, da die Graphitkomponente insbesondere bei kleinen ΔK-Werten als "Rißstopper" wirken kann. Die Kerbtheorie nach Neuber bietet sich als Ersatz an. Diese Aussage muß insofern eingeschränkt werden, als bei Erreichen einer bestimmten unteren Grenze des Kugeldurchmessers die Kriterien der Bruchmechanik gültig werden können. Hier liegt auch ein Ansatzpunkt für weitere Arbeiten mit dem Ziel, die optimale Größe und Verteilung von kugelförmigem Graphit zu ermitteln. Anstöße könnten auch aus theoretischen Lösungen kommen.

Weitere sinnvolle Fortführungsmöglichkeiten bestehen in der Bestimmung des Rißwachstums bei kleinem ΔK. Das sollte weitere Informationen über den Mechanismus der Rißbildung bringen. Hierzu gehören auch Untersuchungen, die den Zusammenhang zwischen Einschlüssen und Rißgeschwindigkeit prüfen, wie es schon für Aluminiumlegierungen gemacht worden ist. Für ein vollständiges Bild stellen die austenitischen Sorten ein weites Arbeitsfeld dar. In diesem Fall bieten sich Prüfungen bei hohen Temperaturen an, wie sie oft unter Einsatzbedingungen angetroffen werden. Oft handelt es sich dabei um ein Korrosionsproblem. Deshalb wäre ein Vergleich dieser Sorten mit den Werkstoffen der hier vorliegenden Arbeit aufschlußreich.

9. ZUSAMMENFASSUNG

Gußeisen ist ein Zwei-Komponenten-Werkstoff. Seine mechanischen Eigenschaften werden entscheidend vom Graphit, der sogenannten Primärstruktur, bestimmt, wobei Volumenanteil, Form, Größe, Verteilung und Orientierung variabel sind. Die Matrix (=Sekundärstruktur) kann über Wärmebehandlungsverfahren verändert werden und ebenfalls das mechanische Verhalten beeinflussen. Zahlreiche Anstrengungen in der Vergangenheit, Struktur und Eigenschaften des Gußeisens zu verstehen, wurden durch Versuche ergänzt. Oft handelte es sich dabei um Prüfungen des Ermüdungsverhaltens, da Gußeisen in der industriellen Anwendung meistens dynamischen, unterkritischen Belastungen ausgesetzt ist. Auch Modellwerkstoffe, wie etwa Stahlproben, die kreisrunde Löcher, Ellipsen und andere Unstetigkeiten enthielten, welche die Graphitgeometrie approximieren sollten, brachten wertvolle Kenntnisse.

Auf der Basis bekannter Ergebnisse sollte unter Anwendung des Bruchmechanik-Konzeptes in diesem Projekt analysiert werden, wie sich Gußwerkstoffe auf Eisenbasis bei Rißausbreitung verhalten. Versuchsziele waren:

- Prüfung auf linear-elastisches Verhalten unter statischen und dynamischen Bedingungen; Prüfung auf Anwendbarkeit des Bruchmechanik-Konzeptes auf Gußeisen
- Quantitative Bestimmung des Ermüdungsrißwachstums und der kritischen Spannungsintensität K_c bzw. Bruchzähigkeit K_{Ic}
- Untersuchung bruchmechanischer Phänomene: $K_c = f(B)$?, $K_{Ic} = f(a)$?
- Bestimmung des Struktureinflusses, Herausbreitung der Kriterien für unterschiedliches Werkstoffverhalten in den Gruppen und Sorten

Es wurden Werkstoffe der Gruppen "Lamellares Gußeisen", "Gußeisen mit Kugelgraphit", "Schwarzer Temperguß" und "Stahlguß" ausgewählt.

Die wichtigsten Versuchsergebnisse waren:

1. Die Analyse linear-elastischer Bruchmechanik ist auf alle Gußwerkstoffe auf Eisenbasis anwendbar. Unter zyklischen Bedingungen ist das mechanische Verhalten stabil; der Elastizitätsmodul im Ursprung hängt in "lamellarem" Gußeisen von der Spannungshöhe ab und ist im zyklischen kleiner als im jungfräulichen Zustand.
2. Haupteinflußgröße für das Ermüdungsrißwachstum ist die Graphitform. Es gibt drei Werkstoffklassen: Gußeisen mit "Lamellen"-graphit, Gußeisen mit Kugelgraphit-Schwarzer Temperguß und Stahlguß, wobei die letztgenannten Gruppen infolge günstigerer Spannungsverhältnisse langsamer wachsende Risse zeigen. In den technisch verwendeten Gußeisensorten vermag eine Wärmebehandlung das Ermüdungsrißwachstum bis zu mittleren Spannungsintensitäten nicht wesentlich zu beeinflussen.
3. Der K_{Ic}-Wert kann direkt auf die Festigkeit von Gußeisen mit "Lamellen"graphit bezogen werden. Bei Gußeisen mit Kugelgraphit ist die Bruchdehnung der geeignete Relationsfaktor. Während in "lamellarem" Grauguß die Bruchzähigkeit mit der Festigkeit ansteigt, sind die Verhältnisse in Gußeisen mit Kugelgraphit umgekehrt. Einen Ausnahmefall stellt die Sorte F' dar. In Temperguß variiert K_c wenig.
4. Der günstigste Zustand für hohen Widerstand gegen Ermüdungsrißwachstum ist in genormten "lamellaren" Gußeisen der Gußzustand mit perlitischer Matrix, sonst immer die ferritische Matrix.

10. LITERATURVERZEICHNIS

1) Irwin, G.R., Encyclopedia of Physics, (Hrsg. S. Flügge), Bd VI, 551, Springer (1958)

2) Mc Clintock, F.A., Irwin, G.R., Symp. on Fracture Toughness Testing and Its Application, ASTM-STP 381, 84-113, 1965

3) Mc Clintock, F.A., Continuum Desription of Cracks at Macro and Micro Levels and Interaction of Crack Morphology with Environment, Proc. Int. Conf. " Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys ", Unieux-Firminy, Frankr. (1973), NACE-Houston , (1974)

4) Mechanics of Fracture, ed. G. Sih, Noordhoff Int. Publ., Leyden, Niederlande (1973)

5) Tada, H., Paris, P., Irwin, G.R., The Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Res. Corp., Hellertown, PA (1973)

6) Smith, H.R., Piper, D.E., Stress-Corrosion Testing with Precracked Specimens , in "Stress-Corrosion Cracking in High Strength Steels and Aluminum Alloys", ed. B.F. Brown, Naval Res. Lab., Washington (1972), 17-96

7) Brown, B.F. jr., Srawley, J.E., Fracture Toughness Testing and Its Application, ASTM-STP 381, (1970)

8) Brown, B.F. jr., Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM-STP 410, (1969)

9) Sih, G.C., Handbook of Stress Intensity Factors, Inst. of Fracture and Solid Mechanics, Lehigh Univ., Bethlehem PA, (1973)

10) Thum, A., Ude, H., Die Elastizität und die Schwingungsfestigkeit des Gußeisens, Giess., 16(1929), 22, 501-513

11) Fitzgeorge, D., Pope, J.A., The Thermal and Elastic Properties of Eight Cast Irons, Trans. N.E. Coast. Eng. Ship., 75, March-April-July, 258-330, D 99 - D 104, 1959

12) Gilbert, G.N.J., Palmer, K.B., Tensile and Fatigue Tests on Normalized Pearlitic Nodular Irons, BCIRA Res. Rep. No. 454 und BCIRA J., 6 (1957), 498-504

13) Gilbert, G.N.J., Palmer, K.B., The Influence of Understressing on the Fatigue Properties of Flake Graphite and Nodular Graphite Cast Irons, BCIRA Res. Rep. No. 447 und BCIRA J., March (1964), 170-193

14) Gilbert, G.N.J., Palmer, K.B., Tensile and Fatigue Tests on Hardened and Tempered Nodular Irons, BCIRA Res. Rep. No. 404 BCIRA J., (1955), 604-615

15) Palmer, K.B., Proc. of the lectures "Engineering Properties and Performances of Modern Iron Castings", at Univ. of Technology, Loughborough, April 7-9, 1970

16) Collins, W.L., Smith, J.O., The Notch Sensitivity of Alloyed Cast Irons Subjected to Repeated and Static Loads, Proc. ASTM, 42, (1942), 639-658

17) Collins, W.L., Smith, J.O., Fatigue and Static Load Tests of a High Strength Cast Iron at Elevated Temperatures, ASTM Proc. 14 (1941), 797-810

18) Moore, H.F., Lyon, S.W., Inglis, N.P., Tests of the Fatigue Strength of Cast Iron, Univ. of Illinois, Eng. Exp. Station Bulletin, (1927), No. 164, June

19) Eagan, T.E., Effect of Heat Treatment on the Endurance Limit of Alloyed Grey Cast Irons, AFS Transact., 8, Dec. (1945), 44-53, und Mat. and Meth., (1947), 119-121

20) Motz, J., Über die Wechselfestigkeit von Gußeisen mit Kugelgraphit, Vortrag auf der VDG/VDI-Tagung am 14./15. Jan. 1960 in Stuttgart

21) Niet, D., Dauerwechselfestigkeit von Gußwerkstoffen bei phasengleicher Überlagerung von Zug-, Druck- und Biegebeanspruchung, Referat gehalten auf der Beiratssitzung der Forschungsvereinigung Verbrennungskraftmaschinen e.V. am 10. Juli 1970 in Konstanz, Heft R 171 (1970)

22) Hauk, V., Röntgenographische und mechanische Verformungsmessungen an Grauguß, Arch. Eisenhüttenw., 23, 9/10, (1952), 353-361

23) Sheley, J.D., Iron Age, 167, (1951), 99/100

24) Rehder, J.E., Proc. of the Int. Foundry Congr., Brussels, (1951), 313-324

25) Rehder, J.E., AFS Transact., 59, (1951), 501-508

26) Sissener, J., Thury, W., Hummer, R., Nechtelberger, E., Der Einsatz des Werkstoffes Gußeisen mit Vermiculargraphit aus technischer und wirtschaftlicher Sicht, Giess.-Rdsch., Juni (1972), 19, 6, 59-65

27) Kommers, J.B., Eng. News Rec., 109, (1932), 353-355, und Cast Metals Handbook, 3rd ed., (1944), 402

28) Grant, J.W., Notched and Unnotched Fatigue Tests on Flake and Nodular Cast Irons, BCIRA Res. Rep. No. 251

29) Reese, D. J., Rote, F.B., Conger, G.A., Quarterly Transact. of the Automob. Eng., 6, (1952), July, 385-394

30) Hänchen, R., Festigkeit und Anwendung der Gußwerkstoffe Grauguß, Temperguß und Stahlguß im Maschinenbau, Werkstatt und Betrieb, 95, (1962), 8, 525-534

31) Hodgson, C.C., Fairhurst, W., Metallurgia, 45, (1952), June, 283-288, 294

32) Paris, P.C., Fatigue- an Interdisciplinary Approach, Syracuse Univ. Pr., Syracuse NY, 1964, 107

33) Mc Evily, A.J. jr., private communication, (1975)

34) Speidel, M.O., Fatigue Crack Growth at High Temperatures, Proc. of the symp. on "High Temperature Materials in Gas Turbines", Baden, 1973, Elsevier Scientific (1974), 207-252, Brown Boveri Res. Rep., KLR-73-14, Sept. 1973

35) Foreman, R.G., Kearney, V.E., Engle, R.M., Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic Loaded Structures, ASME-Paper No. 66 WA/Met. 4 (1966)

36) Nordberg, H., The Effect of Microstructure on Fatigue Crack Growth in a 12% Chromium Steel, Scand. J. of Metallurgy, 1, (1972), 23-25

37) Elber, W., Einfluß der plastischen Zone auf die Rißausbreitung unter Schwingbelastung, Mat. prüfung, (1970), 6, 189-193

38) Elber, W., The Significance of Fatigue Crack Closure, in "Damage Tolerance in Aircraft Structures", ASTM-STP 486, (1971), 230-242

39) Evans, P.R.V., Owen, N.B., McCartney, L.N., Mean Stress Effects on Fatigue Crack Growth and Failure in a Rail Steel, Engng. Fract. Mech., 6, (1974), 183-193

40) Griffiths, J.R., Mogford, I.L., Richards, C.E., Influence of Mean Stress on Fatigue-Crack Propagation in a Ferritic Weld Metal, Met. Sci. J., 5, (1971), 150-154

41) Yeske, R.A., Weertman, J., Fatigue Crack Propagation Under Varied Mean Stress Conditions, Met. Transact., 5, (1974), Sept., 2033-2039

42) Gell, M., Leverant, G.R., Wells, C.H., The Fatigue Strength of Nickel-Base Superalloys, ASTM-STP 467, (1790), 113

43) Hudson, C.M., Scardina, J.T., Effect of Stress-Ratio on Fatigue-Crack Growth in 7075-T6 Aluminium Alloy Sheet, Eng. Fract. Mech., (1968), 3, 429

44) Frost, N.E., Effect of Mean Stress on the Rate of Growth of Fatigue Cracks in Sheet Materials, J. Mech. Eng. Sci., 4, (1962), 22

45) Donaldson, D.R., Anderson, W.E., Crack Propagation Behaviour of Some Airframe Materials, Proc. Crack Propagation Symp., Cranfield, England, (1961)

46) Anderson, W.E., Paris, P.C., Evaluation of Aircraft Material by Fracture, Met. Eng. Qu., ASMI, 33, (1961)

47) Hertzberg, R.W., Paris, P.C., Application of Electron Fractography and Fracture Mechanics to Fatigue Crack Propagation, Proc. First Int. Conf. on Fracture, vol. I, 459, (1966)

48) Carman, C.M., Kathin, J.M., Low Cycle Fatigue Crack Propagation Characteristics of High Strength Steels, ASME, Paper No. 66-Met.-3, (1966)

49) Clark jr., W.G., Subcritical Crack Growth and its Effect upon the Fatigue Characteristics of Structural Alloys, Engng. Fract. Mech., 1, (1968), 2, 385

50) Glover, A.G., Pollard, G., The Brittle Fracture of Grey Cast Irons, Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture, Brighton, April, (1969), Chapman & Hall, Paper 29, 350-359

51) Glover, A.G., Pollard, G., Effect of Microstructure on the Fracture Toughness of Grey Cast Irons, I.S.I. Publ., 120, (1970), 90-94

52) Glover, A.G., Pollard, G., Deformation and Fracture of Grey Cast Iron Structures, J.I.S.I., Feb. (1971), 138-141

53) Lazaridis, A.S., Loper jr., C.R., Worzala, F.J., The Influence of Microstructural Constituents on the Fracture Toughness of Nodular Cast Iron, Proc. 1971 Conf. on Mechanical Behaviour of Materials, The Society of Materials Science, Japan, I (1972), 525-542

54) Lazaridis, A.S., Worzala, F.J., Loper, C.R. jr., Heine, R.W., Fracture Toughness of Ductile Cast Irons, Trans. Am. Foundrym. Soc., 79, (1971), 351-360

55) Ericsson, T., Eriksson, K., Fracture Toughness and Fractography of Ductile Cast Irons, Proc. 1971 Int. Conf. on Mechanical Behaviour of Materials, The Society of Materials Science, Japan, I(1972), 475-484

56) Eriksson, K., Fracture Toughness of Hard High Speed Steels, Tool Steels and White Cast Irons, Engng. Fract. Mech., 6, (1974), 183-193

57) Östensson, B., Ultrasonic Cracklength Determination During Fracture Toughness Testing of Gray Cast Iron, Engng, Fract. Mech. 4, (1972), 443-448

58) Östensson, B., Fracture Toughness and Cast Iron, Scand. J. Met., 2 (1973), 194-196

59) Holdsworth, S.R., Jolley, G., The Effect of Graphite Nodule Number and Volume Fraction on Crack Opening Displacement (COD) Values of Ferritic Nodular Cast Iron, Univ. Salford, USME/MS/ 27/72, (1974)

60) Diesburg, D.E., Borik, F., Optimizing Abrasion Resistance and Toughness in Steels and Irons for the Mining Industry , Vail/ Colorado, July 30/31, 1974, 15-41, Climax Moly. Co.

61) Piwowarsky, E., Gußeisen, Springer, 2. Neudruck, 1961, 204

62) Modl, E.K., Legiertes Gußeisen, Techn. Rdsch. Sulzer, 54 (1972), 3, 26-64

63) Collaud, A., Die Struktur, das mechanische Verhalten und die Normung des Graugusses im Lichte eines divarianten Systems, Schweiz. Arch. ang. Wiss. Techn., 21, 1955, 65, 105

64) Gries, H., Backhaus, H., Borchers, H., Untersuchungen über das Bruchdehnungsverhalten verschiedener Gußeisensorten mit lamellarer Graphitausbildung, Giess., techn.-wiss. Beih., 14, 3, 127-134, (1962)

65) Morrogh, H., The Status of Metallurgy of Cast Irons, JISI, July 1967, 729-732, Jan. 1968, 1-10

66) Gilbert, G.N.J., Behaviour of Cast Iron Under Stress, BCIRA Conf. on " Engineering Properties and Performance of Modern Iron Castings " at Loughborough, April 7-9, 1970, 41-51

67) Stroppe, H., Hoffmann, H., Untersuchungen zum Elastizitätsverhalten von Grauguß, I, Allgemeiner und experimenteller Teil, Wiss. Z. TH Otto v. Guericke, Magdeburg, 9, (1965), 5/6, 637-664

68) Stroppe, H., ibid., II, Theoretischer Teil, 10(1966), 1/2, 159-173

69) Wiegand, H., Huff, H., Spannungszustand und Spannungsverlauf in heterogenen Werkstoffen, Giess., techn.-wiss. Beih., 18 (1966), 1, 31-46, und Giess., 53 (1966), 11,368/9

70) Thum, A., Ude, H., Neuere Anschauungen über die mechanischen Eigenschaften des Gußeisens, Giess., 16 (1929), 50, 1164-1174

71) Thum, A., Ude, H., Kritische Betrachtungen zur Frage der Bruchdurchbiegemessung beim Gußeisen-Biegeversuch, Giess., 17 (1930), 5, 105-116

72) Coffin, L. jr., The Flow and Fracture of a Brittle Material, J. Appl. Mech., 17 (1950), 3, 233-248

73) Clough, W.R., Shank, M.E., The Deformation and Rupture of Gray Cast Iron, Transact. ASM, 49 (1956), 241-262

74) Gilbert, G.N.J., Factors Relating to the Stress-Strain Properties of Cast Iron, BCIRA Res. Rep. No. 459, BCIRA J., 6 (1957), 11-546-587

75) Gilbert, G.N.J., The Components of Strain Due to Deformation of the Matrix and Due to Volume Changes in a Flake Graphite Cast Iron under Uniaxial Stress, BCIRA J., 11 (1963), 4, 512-524

76) Gilbert, G.N.J., Variations of the Microstructure of a Flake in Tension and Compression, BCIRA Res. Rep. No. 722 , BCIRA J., Jan. (1964), 31-47

77) Gilbert, G.N.J., The Stress/Strain Properties of Nodular Cast Irons in Tension and Compression, BCIRA Res. Rep. No. 730, BCIRA J., March (1964), 170-193

78) Fisher,S., Modlen, G.F., Strains in Cast Irons under Repeated Loading, Brit. Foundrym., June (1971), 226-233

79) Neuber, H., Kerbspannungslehre, Springer, 1958, 52-56

80) Brinkmann, G., Tobias, P., Über den Zusammenhang zwischen chemischer Zusammensetzung und den mechanischen Eigenschaften von Gußeisen, Giess., 29 (1942), 19, 317-320

81) Speidel, M.O., Stress Corrosion and Corrosion Fatigue in 12% Chromium Steels, in "Corrosion Problems in Energy Conversion and Generation", Electrochemical Soc., New York, 1975

82) Kuroda, Y., Takada, H., Study of Fracture of Cast Iron by Using Scanning Electron Microscope, 36. Int. Giess. Kongr., Belgrad, Sept.(1969), Vortrag 14-1

83) Hunger, J., Dunger, B., Beitrag zum Nachweis von Schwingungsbrüchen in Lamellengraphitguß mit Hilfe des Raster- und des Durchstrahlungselektronenmikroskops, Prakt.Met., 12 (1974), 3-17

84) Schaaber, O., Mikrofraktometallographie mit Hilfe des Elektronenrasterelektronenmikroskopes, 1. Beobachtungen über die Graphitausbildung in Gußeisen, Radex-Rdsch.,1972, 3/4, 252-256

85) Lankford, J., Kusenberger, F.N., Initiation of Fatigue Cracks in 4340 Steel, Met. Transact., 4 (1973), Febr., 553-559

86) Speidel, M.O., Branching of Subcritical Cracks in Metals, in "L'Hydrogène dans les Metaux", vol. II, 358, Ed. Science et Industrie, Paris, 1972

87) Andersson, H., Stress-Intensity Factors at the Tips of a Star-Shaped Contour in an Infinite Tensile Sheet, J. Mech. Phys. Sol., 17 (1969), 405-417

88) Hahn, G.T., Hoagland, R.G., Rosenfield, A.R., Local Yielding Attending Fatigue Crack Growth, Met. Transact., 3, May, (1972) 1189-1202

89) van Vlack, L.H.,Materials Science for Engineers, Addison-Wesley, 1970, 410

90) Isida, M., Methods of Analysis and Solutions of Crack Problems, ed. G.C. Sih, Noordhoff, 1973

91) Newman, J.C. jr., Stress Analysis of Simply and Multiply Connected Regions Containing Cracks by the Method of Boundary Collocation, Master Thesis, Virginia Polytechnic Inst.

92) Hahn, G.T., Mincer, P.N., Rosenfield, A.R., The Fe-3 Si Steel Etching Technique for Load Strain Measurements, Exp. Mech., June (1971), 248-253

93) Morris, C.E., Electropolishing of Steel in Chrome-Acetic Acid Electrolyte, Metal Progr., 56 (1949), 696-699, 710-712
94) Anthony, S.R., Congleton, J., Some Aspects of Crack Propagation, in " The Practical Implications of Fracture Mechanisms ", Spring Meeting, March 27-29, (1973)

Die vorliegende Arbeit entstand durch Anregung und Beratung von Herrn Dr. M.O. Speidel. Die Brown Boveri & Cie AG gewährte finanzielle Unterstützung und stellte Arbeitsmöglichkeiten in ihrem Forschungszentrum zur Verfügung.

Am Institut für Werkstoffe der Ruhr-Universität Bochum wurde die Arbeit fortgesetzt und abgeschlossen. Herr H. Bowe und Herr H. Nöcker waren mir bei der Durchführung der zyklischen Zug- und Biegeversuche behilflich. Ich möchte mich bei Herrn Prof. E. Hornbogen für seine stete Bereitschaft zu anregenden Diskussionen bedanken.

Folgende Gießereien unterstützten das Projekt durch Bereitstellung von Probenmaterial: Georg Fischer AG, Schaffhausen, Escher-Wyss AG, Zürich, Rheinstahl Gießerei AG, Gelsenkirchen/ Mülheim.